

Ricardo Rizzo Takeyama

CARACTERIZAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE LIGAS À BASE DE Co MODIFICADAS PELA ADIÇÃO DE CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO

Curitiba

2005

Ricardo Rizzo Takeyama

CARACTERIZAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE LIGAS À BASE DE Co MODIFICADAS PELA ADIÇÃO DE CARBONETOS DE TUNGSTÊNIO

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,
Área de concentração - Materiais e Manu-
fatura, Setor de Tecnologia, Universidade
Federal do Paraná.

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Ana Sofia Climaco Monteiro d'Oliveira

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

Curitiba

2005

Aos meus queridos pais Oquendo e Maria Virgínia,
à minha irmã Celina, à minha tia madrinha Dolores e
aos meus avós.

Agradecimentos

- À toda minha família, à minha namorada Esther e a Deus;
- À minha orientadora Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira pela oportunidade, orientação, apoio, paciência, broncas e tudo mais que contribuiu para a realização deste sonho;
- Ao Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes, aos Amigos João Jr. Tigrinho e Mario Marconi pelas orientações, discussões e troca de informações;
- Ao PG-MEC - Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná - UFPR;
- Aos bolsistas Paulo Chiquito, Camilo, Douglas e Jonas, pelo auxílio técnico na deposição, preparação e ensaio das amostras;
- Ao Departamento de Física da Universidade Federal do Paraná, em especial ao Professor Irineu e ao LACTEC;
- Ao Sr. Márcio Tenório, secretário do PG-MEC, por sua presteza e ajuda, sempre, desde a época da graduação;
- À Renault do Brasil S/A, em especial aos Srs. Sérgio Marques e Ismael Peveri, pela compreensão e apoio a este projeto;
- À Robert Bosch Limitada, em especial ao Sr. Wilson Miccoli;
- À Metalus e ao amigo Ricardo Canestraro (Gringo);
- À Vita Metais;
- Aos meus tantos amigos “irmãos”, que sempre me ajudam, encorajam e participam da minha jornada, dos meus projetos, da minha vida - e aos quais eu devo parte do que me tornei;
- E por fim, mas de maneira alguma menos importantes, a todos que direta ou indiretamente contribuíram na realização deste trabalho.

Do or do not. There is no try.
Master Yoda

Resumo

Hardfacing é o nome dado à técnica de revestir com uma liga de elevada dureza um material menos nobre. Revestimentos de Co são aplicados em componentes expostos a desgaste na presença ou não de temperaturas elevadas. Entre as ligas mais utilizadas encontram-se as ligas comercialmente conhecidas como Stellite 6 e Stellite 1, a última mais freqüentemente especificada para revestimentos de componentes sujeitos a severo desgaste a alta temperatura, mas de difícil soldabilidade. O Stellite 6 é utilizado como material “para várias aplicações” devido ao amplo espectro de aplicações. Com o objetivo de aumentar a resistência da liga Stellite 6, foram adicionadas diferentes quantidades (5% e 35%) de carbonetos de Tungstênio (WCoC) à liga atomizada. Após homogeneização as misturas foram depositadas pelo processo de plasma com arco transferido (PTA). Para efeitos de comparação também foram produzidos revestimentos da liga original de Stellite 6 sem adição de carbonetos de tungstênio. Os depósitos foram caracterizados quanto ao seu aspecto geral, dureza, diluição e ensaio de desgaste tipo pino sobre disco. A microestrutura foi avaliada recorrendo à microscopia ótica e eletrônica de varredura e perfis de microdureza Vickers, com carga de 500g. Resultados mostraram ser possível adaptar/melhorar as características dos revestimentos de Stellite 6 pela adição de diferentes quantidades de carbonetos de Tungstênio, mantendo a facilidade de soldagem da liga original.

Abstract

Hardfacing aims to protect components exposed to wear as hard materials are deposited on lower hardness steels. Among the alloys most frequently used to protect these parts are the Co base alloys. Within the commercially available alloys those known as Stellite 6 and Stellite 1 are the most widely used. The high temperature wear performance of the latter being attributed to high contents of C and W. However the poor weldability of this alloy accounts of its "limit" use. This work aims to improve wear resistance of a Stellite 6 alloy through the addition of WCoC carbides. Atomized Stellite 6 powders with and without WCoC (5% and 35%) carbides were deposited with Plasma Transferred Arc hardfacing process. Coatings were characterized for their soundness, dilution and hardness. Microstructure was analysed by optical and scanning electronic microscopy, and Vickers microhardness profiles under 500g. Pin-on-disc tests evaluated wear performance of the surfaces. Results showed that WCoC carbides melted and dissolved during deposition, resulting on sound and hard coatings.

Conteúdo

1	Introdução	1
2	Objetivos	3
3	Revisão Bibliográfica	4
3.1	Revestimento por Plasma e o PTA	4
3.1.1	O Plasma	4
3.1.2	Revestimento por Plasma e o surgimento do PTA	4
3.1.3	Princípio de Funcionamento do PTA	6
3.1.4	Variáveis do Processo	9
3.1.5	Vantagens e Desvantagens do processo de PTA	12
3.2	Desgaste	15
3.2.1	Introdução ao Desgaste	15
3.2.2	Desgaste por Abrasão	16
3.2.3	Desgaste Deslizante e Adesivo	19
3.3	Ligas a Base de Cobalto Resistentes ao Desgaste	23
3.3.1	O Cobalto	23
3.3.2	Histórico das Ligas a base de Cobalto e das Superligas	23
3.3.3	Superligas a base de Cobalto	24
3.3.4	Metalurgia das superligas	27
3.3.5	Carbonetos e os Carbonetos de Tungstênio	28
3.3.6	Compromisso entre processo de deposição, material de aporte e desgaste	31

4	Atividades Experimentais	35
4.1	Resumo	35
4.2	Deposição e Corpos de Prova	35
4.3	Caracterização dos revestimentos	38
4.3.1	Inspeção Visual	38
4.3.2	Perfil de Microdureza	38
4.3.3	Análise da Microestrutura	39
4.3.4	Diluição	41
4.3.5	Ensaio de Desgaste	41
4.3.6	Exposição à alta temperatura	43
4.3.7	Difração de Raio-X	43
5	Resultados e Discussões	44
5.1	Análise qualitativa do aspecto geral e geometria dos cordões	44
5.2	Diluição	46
5.3	Perfis de microdureza	47
5.4	Análise da Microestrutura	52
5.5	Ensaio de Desgaste	57
5.6	Exposição a Temperaturas Elevadas	63
5.7	Difração de Raio-X	67
6	Conclusões	70
7	Trabalhos Futuros	71
	Referências	72

Lista de Figuras

3.1	Princípio de formação do estado de plasma	5
3.2	Comparação entre Arco Constrito e Arco Aberto	6
3.3	Tocha PTA e os arcos.	7
3.4	Esquema de implantação de um equipamento de PTA	8
3.5	Exemplo de tochas PTA.	8
3.6	Variação da densidade de energia em função da constrição do arco. . .	10
3.7	Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição	10
3.8	Taxas de deposição, espessura de depósito e diluição no PTA	11
3.9	Esquema da diluição de uma liga	11
3.10	Cinco processos de desgaste abrasivo	17
3.11	Modelo simplificado de Zum Gahr	18
3.12	Junções adesivas, transferência de material e ranhuramento	19
3.13	Esquema do equipamento pino sobre disco	22
3.14	Perda de massa ao longo do tempo para as amostras depositadas por eletrodo revestido, TIG e Laser	32
3.15	Dados de abrasão de várias ligas a base de Cobalto	32
3.16	Microestruturas de várias ligas a base de Cobalto resistentes ao desgaste.	33
4.1	Representação esquemática das amostras	36
4.2	Equipamento de PTA - LaMaTS - UFPR	37
4.3	Dimensões da secção transversal de um depósito	38
4.4	Representação esquemática do procedimento padrão de determinação do perfil de microdureza.	39

4.5	Imagem da tela de contagem de proporção das fases - Software <i>Image Pro Plus</i>	40
4.6	Esquema de medição de diluição	41
4.7	Visão geral do equipamento pino sobre disco	42
5.1	Seção transversal dos cordões de Stellite 6	45
5.2	Distância da superfície x Dureza Vickers (HV)	49
5.3	Representação esquemática do diagrama pseudo-binário Co- M_7C_3	50
5.4	Microestruturas dos depósitos realizados com intensidade de corrente de 150 A - 500X	52
5.5	Microestruturas dos depósitos realizados com intensidade de corrente de 170 A - 500X	53
5.6	Medidas de espaçamento interdendrítico (μm)	55
5.7	MEV (elétrons secundários) - Stellite 6 + 5% WCoC 170 A 2500x	56
5.8	MEV - Stellite 6 + 35% WCoC 150 A 10000x	57
5.9	Resultados do Ensaio de Desgaste	60
5.10	Comparativo Geral do Ensaio de Desgaste	61
5.11	Distância da superfície x Dureza Vickers (HV)- AT	65
5.12	Micrografias das amostras depositadas com intensidade de corrente de 150 A expostas à alta temperatura	66
5.13	Difração de Raio-X - Ligas em pó	67
5.14	Difração de Raio-X - Revestimentos	68
5.15	Difração de Raio-X - Revestimentos: 5% e 35%, 150A e 170A	68
5.16	Difração de Raio-X - Comparativo entre liga em pó e revestimento	69

Lista de Tabelas

3.1	Principais elementos de liga e seus efeitos	26
3.2	Composição nominal da liga Stellite 6	27
3.3	Microdureza Vickers (25g) de regiões dendríticas dos revestimentos de PTA e Laser	31
4.1	Matriz do experimento	36
4.2	Composição nominal dos materiais AISI 1020, Stellite 6 e WCoC	36
4.3	Parâmetros de processamento da central PTA na deposição dos cordões	37
4.4	Composição do ataque para revelação de microestruturas de ligas de Co	40
4.5	Condições de ensaio pino sobre disco	42
5.1	Características dimensionais e convexidade (mm)	46
5.2	Valores de diluição por penetração para as diferentes amostras	47
5.3	Dados de dureza segundo o fabricante	51
5.4	Proporção de fases para as condições testadas	55

1 Introdução

Nos ambientes industriais, peças estão sujeitas a severas condições de operação, podendo-se citar elevadas temperaturas, ambiente corrosivo e desgaste. Aumentar a resistência a tais solicitações garante maior longevidade a tais componentes. Esta preocupação se justifica não somente com a redução dos gastos de reparo ou troca de componentes, mas principalmente com os lucros cessantes que as paradas de manutenção representam para uma empresa.

Uma alternativa é a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste e/ou corrosão na superfície de um material menos nobre (substrato), através de um processo de soldagem ou aspersão térmica, o chamado *hardfacing* (DAVIS, 1993). O resultado é um aumento da vida útil do componente com custo menos representativo em relação a um componente integralmente construído de material nobre (YAEDU, 2003).

Dentre os possíveis processos de deposição, o processo de plasma com arco transferido (PTA) apresenta a vantagem de trabalhar com materiais na forma de pó, o que proporciona uma enorme versatilidade na seleção e manipulação dos mesmos. Além disso, permite obter uma excepcional qualidade do depósito, baixa diluição e distorção (BRACARENCE, 2000; BRANDI; WAINER; MELLO, 1992; DIAZ, 1999; LUCAS, 1990; LUGSCHEIDER; MORKRAMER; AIT-MEKIDECHE, 1991; MODENESI, 2001; OLIVEIRA, 2001; MARCONI; MARCONI, 2002).

Entre os revestimentos tradicionalmente utilizados para Hardfacing, estão as ligas à base de Cobalto, que apresentam desempenho superior aos aços, principalmente nos serviços a altas temperaturas (YAEDU, 2003).

Dentre estas ligas, a liga Stellite 6 é a mais largamente utilizada. Exibe uma excelente resistência a várias formas de degradação, tanto químicas como mecânicas, e em uma grande amplitude de temperaturas, além de manter um nível razoável de dureza acima dos 800°C. Atributos particulares são a excepcional resistência à abrasão,

sua dureza à altas temperaturas, e a alta resistência a erosão por impacto e cavitação (DELORO...,).

Atualmente, outra liga que tem se destacado é a Stellite 1. Esta liga, quando adequadamente aplicada apresenta desempenho superior ao Stellite 6. Um dos motivos pelo qual se obtém tais propriedades nestas ligas é a formação de carbonetos, que são fases secundárias que interferem com a deformação do material, principalmente quando distribuídos favoravelmente (DONACHIE; DONACHIE, 2002). O controle sobre a distribuição dos Carbonetos de Tungstênio nestas ligas tem um papel fundamental para aumento das propriedades (SIMS; HAGEL, 1972).

No caso da Stellite 1, é justamente a maior porcentagem de carbono (2,5% em peso comparado com 1,2% da Stellite 6) que garante uma maior quantidade de carbonetos, apresentando uma maior dureza e melhor resistência ao desgaste à elevada temperatura, mas também, uma maior tendência ao trincamento, principalmente durante o processo de deposição, ou seja, pior soldabilidade (YAEDU, 2003).

É importante ressaltar que, a adição de partículas grosseiras de carbonetos de Tungstênio tem sido feita para aumentar a resistência ao desgaste de ligas de Cobalto. Tais adaptações, no entanto, apresentam soldabilidade reduzida. Logo, o desafio centra-se no aumento de resistência ao desgaste sem comprometer a soldabilidade.

2 Objetivos

Os objetivos deste trabalho são :

Específicos :

- Avaliar a resposta aop desgaste da superliga à base de Cobalto Stellite 6 atomizada à adição de uma fina dispersão de WCoC para efeitos de adaptação das propriedades da liga a aplicações específicas;
- Avaliar a soldabilidade da liga modificada;
- Avaliar as características dos revestimentos, modificados ou não, quanto à microestrutura, microdureza e resistência ao desgaste;

Gerais :

- Avaliar a eficiência do processo PTA na deposição das superligas à base de Cobalto modificadas;
- Contribuir para o melhor entendimento da relação dos parâmetros de deposição com as propriedades metalúrgicas e mecânicas do revestimento;
- Ampliar o conhecimento sobre as ligas de cobalto, contribuindo para que a aplicação destas ligas seja feita de modo mais eficaz.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Revestimento por Plasma e o PTA

3.1.1 O Plasma

O termo plasma foi introduzido em 1930 pelo físico Norte-Americano Irving Langmuir. Deriva do grego “plasma-atos”, coisa modelada, formar, modelar. Cerca de 99,99% da matéria no universo está no estado de plasma. É o constituinte dos gases rarefeitos dos espaços interestelares. Toda ionosfera terrestre é formada de plasma. O plasma se forma no Sol e nas estrelas, mas normalmente não na Terra. Foi classificado como quarto estado da matéria. Matéria no estado de plasma ainda está presente nos gases de combustão, ou é produzido em gás rarefeito por causa de descargas elétricas, como em um tubo para o néon ou na tocha para o plasma.

Obtém-se plasma fornecendo a um gás, energia o bastante para quebrar as ligações moleculares e atômicas. O resultado é um jato luminoso de gás quente ionizado. A transformação de estado gasoso a plasma acontece administrando energia um gás. Após a formação do plasma, energia recebida é convertida em calor, que é o princípio de funcionamento dos processos de soldagem a plasma Figura 3.1 (MARCONI; MARCONI, 2002).

3.1.2 Revestimento por Plasma e o surgimento do PTA

Do ponto de vista histórico, o revestimento de um metal de base com um outro material, de estrutura diferenciada para melhorar as propriedades superficiais, foi introduzido em 1910 pelo suíço Max Ulrich Schoop, que utilizou uma pistola de combustão oxiacetilênica para projetar pó de Zinco sobre um substrato metálico com o objetivo de protegê-lo contra corrosão.

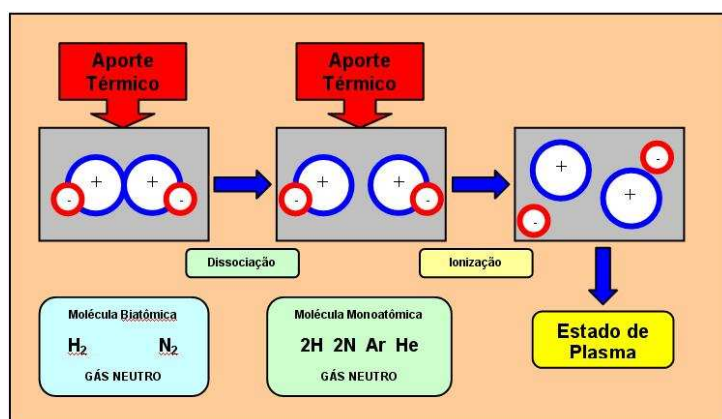


Figura 3.1: Princípio de formação do estado de plasma.(MARCONI; MARCONI, 2002)

Foi na década de 50 que o processo teve seu desenvolvimento acelerado, quer do procedimento de base, quer dos materiais de aporte. Foram desenvolvidos, de fato, novas ligas metálicas, particularmente vantajosas no campo de *Hardfacing*¹, cuja fusão demandava um elevado aporte térmico somente possível através do arco elétrico a plasma.

No início dos anos 60, a introdução da técnica de soldagem a plasma conheceu um amplo sucesso comercial, especialmente nos EUA, e isto contribuiu ainda mais para a pesquisa e desenvolvimento de ligas duras em pó com propriedades sempre mais interessantes (MARCONI; MARCONI, 2002). Foi nessa época que o processo de soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA) começou a ser estudado e introduzido na indústria, mais especificamente pela Union Carbide Corporation, na ocasião da 42ª reunião anual da AWS - American Welding Society. O sistema e sua implantação foram patenteados com o número USA 1.157.321 de 3/11/1961 sob o título:

“Procedimento e relativo aparelhamento para adição de pós metálicos, depositados e soldados com plasma de arco transferido”.

No início o processo era considerado muito sofisticado devido à quantidade de parâmetros que tinham de ser ajustados e controlados. Por isso era empregado somente em situações onde os processos convencionais não podiam atender (YAEDU, 2003).

¹Camada relativamente fina (<1 mm) de material aplicado com a função de proteger um material contra a corrosão, aumentar a resistência à abrasão a altas temperaturas, conferir características de resistência ao desgaste em geral (MARCONI; MARCONI, 2002).

3.1.3 Princípio de Funcionamento do PTA

Fundamentalmente o processo PTA emprega como fonte de energia térmica um arco transferido com eletrodo não consumível de Tungstênio, e sob este ponto de vista, é muito similar ao processo *Tungsten Inert Gas* - TIG, do qual o PTA é considerado uma evolução. Figura 3.2 (MARCONI; MARCONI, 2005). A diferença substancial entre os dois métodos reside no fato que no PTA o eletrodo fica confinado dentro de um bocal, gerando um arco transferido constrito de forma tipicamente cilíndrica, o que promove um aumento da densidade de energia, possibilitando maiores taxas de deposição, menor diluição e cordões de boa qualidade. Outras diferenças básicas são a existência de um arco-piloto para a abertura do arco principal, e de empregar três sistemas de gás.

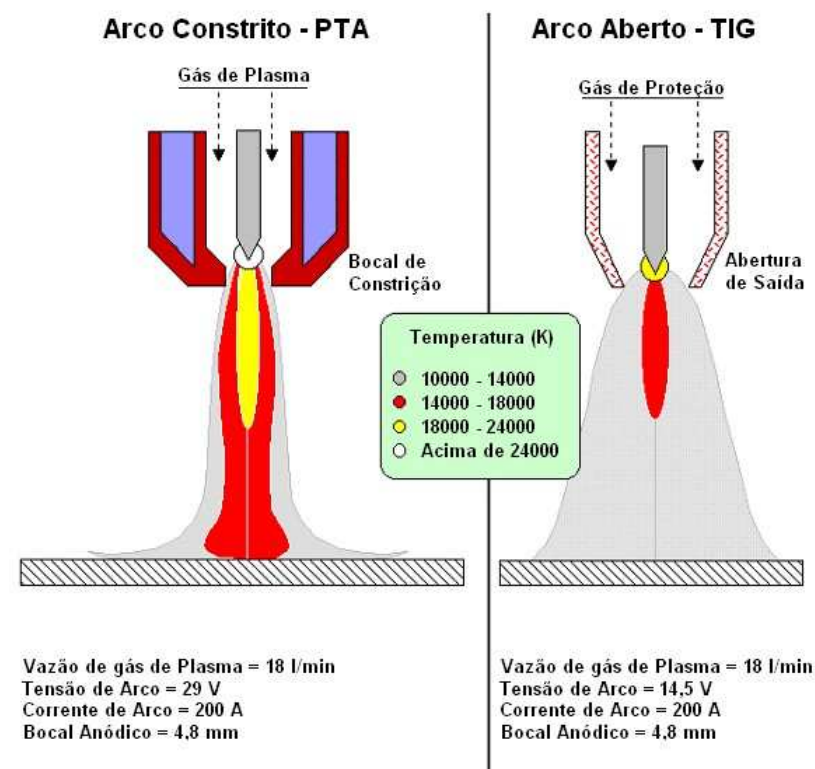


Figura 3.2: Comparação entre Arco Constrito e Arco Aberto - Distribuição de Temperatura. (MARCONI; MARCONI, 2002)

O processo de soldagem a plasma por arco transferido utiliza dois arcos ajustáveis independentemente. Um arco não transferido, chamado piloto, é iniciado por um gerador de alta frequência entre um pólo negativo (eletrodo de tungstênio) e um ânodo que vem a ser um bocal de cobre. Este arco piloto, como pode ser observado na Figura 3.3, é utilizado para iniciar e estabilizar o arco transferido (arco principal), entre

o eletrodo de tungstênio (cátodo) e a peça que está sendo revestida (ânodo) através da ionização do gás inerte direcionado ao redor do cátodo. Quando o arco principal é formado, o arco-piloto é extinto e somente volta a ser estabelecido quando o arco principal é extinto (FOLTRAN, 2000).

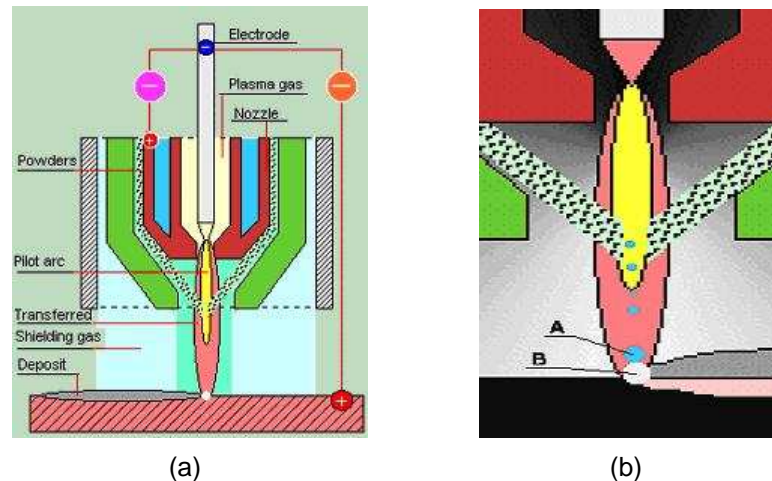


Figura 3.3: (a)Desenho esquemático, onde se observa o Arco Principal e o Arco Piloto; (b)Detalhe dos arcos.(MARCONI; MARCONI, 2002)

O metal de revestimento em pó é (parcialmente) fundido no arco de plasma não transferido (arco piloto) e depositado no metal de base através de um arco de plasma transferido (arco principal) (CORODUR...,), conforme Figura 3.3.

Os itens básicos para a instalação de um equipamento PTA (Figura 3.4) são :

- Unidade de potência;
- Unidade de controle de plasma;
- Unidade de resfriamento de água;
- Tocha de soldagem;
- Sistema de suprimento de metal de aporte;
- Sistema de suprimento de gás.

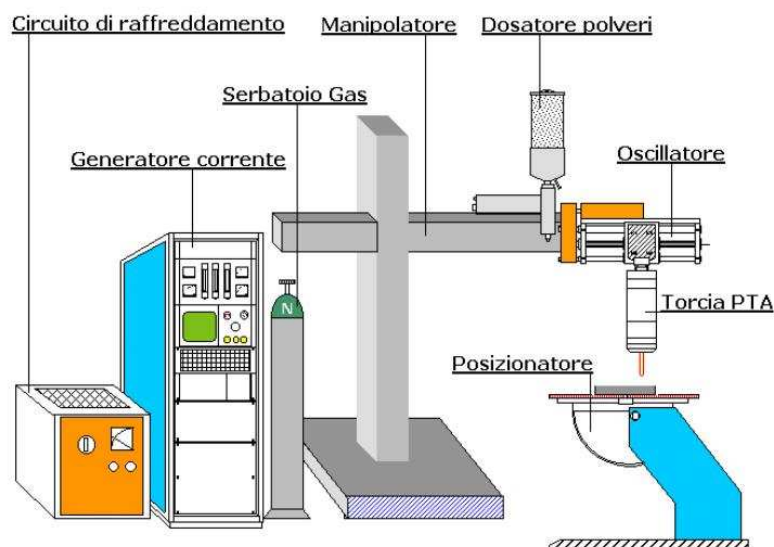


Figura 3.4: Esquema de implantação de um equipamento de PTA

A unidade de potência é quem fornece a energia para o sistema de soldagem. A unidade de controle de plasma controla separadamente os fluxos de gás de plasma e de proteção, além de incorporar o circuito de alta frequência do arco piloto. A tocha tem como função fixar o eletrodo e direcionar o arco. Possui um conjunto de pinças para a fixação do eletrodo de uma liga de tungstênio e canais para a passagem de gás e da água de refrigeração. Possui ainda um bico de cobre com o orifício para a constrição do arco e um bocal de cerâmica para a isolação e proteção do soldador. A tocha é resfriada por um fluxo de água para evitar o seu superaquecimento, aumentando a vida útil de seus componentes. Um exemplo esquemático pode ser visto na Figura 3.5 (MARCONI; MARCONI, 2002).

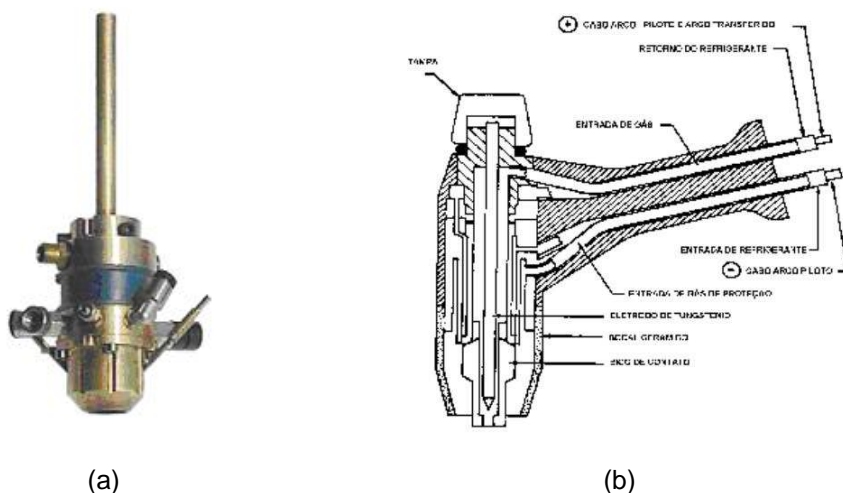


Figura 3.5: (a)Foto; (b)Esquema.(PAREDES, 2001)

O equipamento de aplicação de revestimento por plasma incorpora três sistemas de gás. Esses gases devem ser quimicamente inertes para reduzir o desgaste do eletrodo e para proteger a peça fundida da atmosfera. O suprimento de gás mais interno é chamado de gás plasma, ou gás central, o qual é quase sempre o argônio. O gás plasma ajuda a gerar o feixe de plasma e protege o eletrodo de tungstênio. O gás mais externo, também chamado gás de proteção, provê uma cobertura inerte sobre a poça fundida, para protegê-la da oxidação e contaminação. Geralmente empregam-se como gases de proteção o argônio ou uma mistura de argônio e hidrogênio. E o terceiro sistema de escoamento de gás, chamado de gás de transporte, é utilizado para carregar o material consumível durante a aplicação do revestimento. O gás de transporte pode ser o argônio, hélio, ou uma mistura de argônio e hidrogênio (FOLTRAN, 2000).

Outras variações do processo PTA, tais como arco não transferido, técnica keyhole, etc., não serão discutidas nesse trabalho.

3.1.4 Variáveis do Processo

Os principais parâmetros que devem ser controlados no processo PTA são: a corrente, a tocha empregada (diâmetro e forma do orifício constritor do gás plasma), o gás plasma empregado, a vazão do gás plasma, o gás de proteção, a vazão do gás de proteção e a velocidade de deslocamento da tocha (CHEN; LUI; CHEN, 1992; RAGHU; WEBBER, 1996).

Outros parâmetros secundários são : distância tocha-peça, ângulo de ponta e afiação do eletrodo, recuo do eletrodo (*Electrode Setback*), composição dos gases, etc. (PAREDES, 2001; SANTOS, 2003).

A densidade de energia do processo PTA é controlada principalmente pela taxa de vazão do gás de plasma, onde quanto maior a vazão maior a densidade de energia. Outros fatores que influenciam a densidade de energia são o formato do bocal, a distância do eletrodo à face externa do bocal influencia o grau de constrição do arco, e conseqüentemente na rigidez do arco e na penetração da solda. Quando se deseja arcos rígidos e constritos, deve-se utilizar o valor máximo permitido pelo fabricante da tocha.

A Figura 3.6 compara o arco completamente aberto (TIG) com o arco constrito obtido através do PTA (MARCONI; MARCONI, 2002).

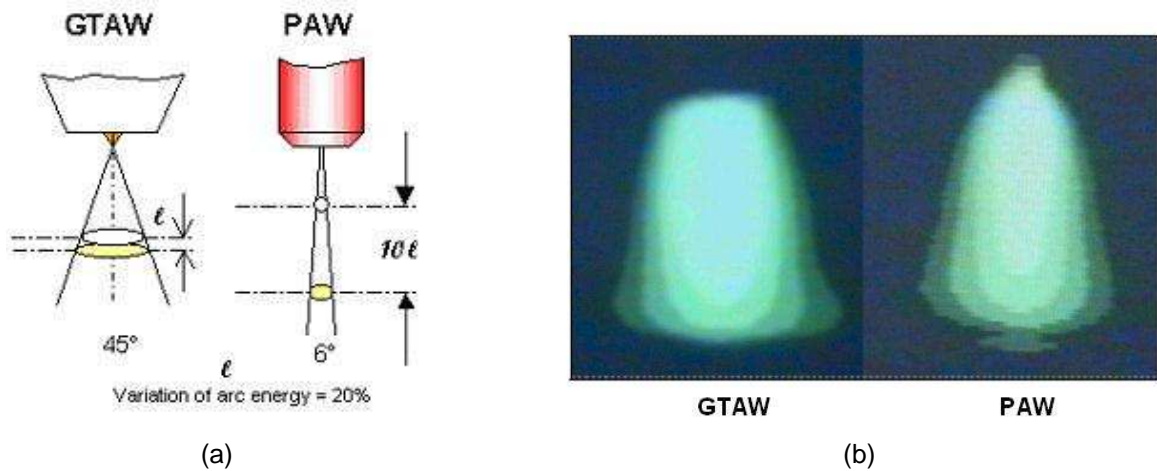


Figura 3.6: (a)Esquema; (b)foto.(MARCONI; MARCONI, 2002)

Com relação à diluição, (HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991) diz que o parâmetro de maior influência na diluição é a corrente de soldagem. Ele mostra num gráfico a influência da corrente e da taxa de alimentação no grau de diluição, Figura 3.7. Tais demonstrações vêm de encontro às constatações de (MARCONI; MARCONI, 2005), que relacionaram a taxa de deposição em função da espessura do depósito e da diluição (Figura 3.8), concluindo que a diluição aumenta com a taxa de deposição, devido ao fato de que maiores taxas de deposição requerem mais aporte térmico (tipicamente fornecido por maiores correntes de arco transferido), que promovem uma maior penetração no substrato.

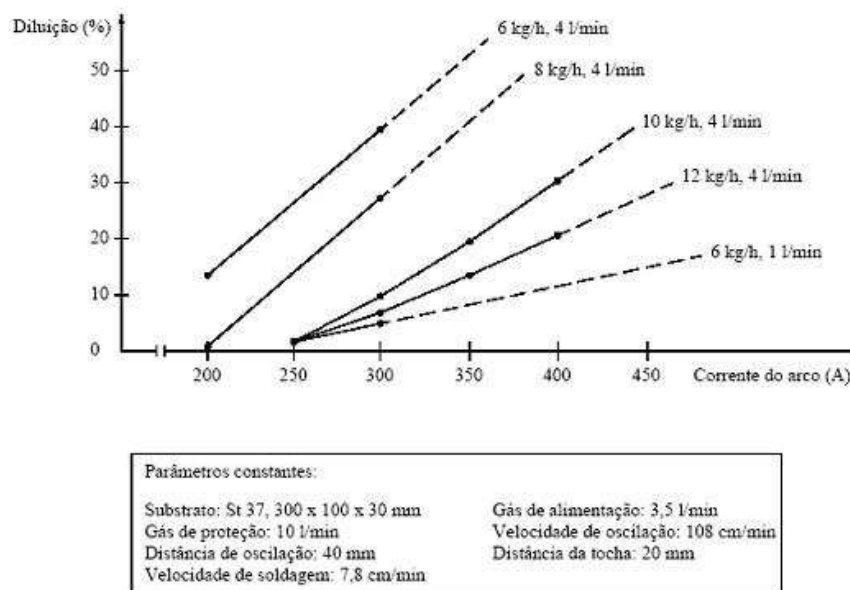


Figura 3.7: Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição.(HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991)

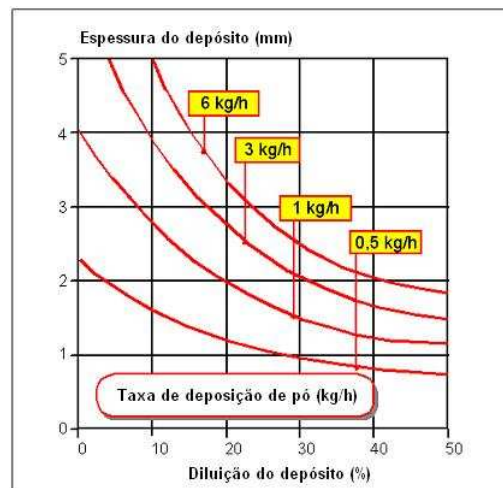


Figura 3.8: Taxas de deposição, espessura de depósito e diluição no PTA.(MARCONI; MARCONI, 2005)

Os valores de diluição, que é definida como porcentagem do metal base fundido que participa no metal de revestimento (Figura 3.9), afetam de maneira pronunciada o conjunto de propriedades do revestimento. O valor da diluição é calculado a partir da Equação 3.1. Quanto menor a diluição, menor a porcentagem de metal base fundido que participa no metal de solda. Assim, quanto menor a diluição, menor a variação na composição química do metal de revestimento, e este se aproximará das propriedades de catálogo do depósito (BAPTISTA; NASCIMENTO,).

Reduzindo o recuo do eletrodo, a largura do cordão aumenta, obtendo-se cordões com menor penetração. Por outro lado, o ângulo da ponta do eletrodo não possui influência na penetração do cordão, e é normalmente mantido em 30° (LUCAS, 1990).

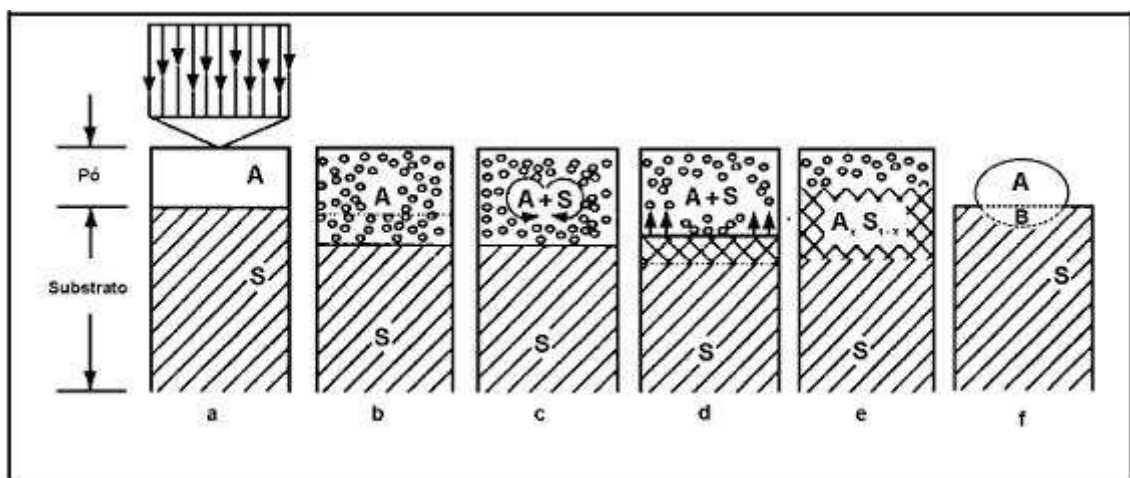


Figura 3.9: Esquema da diluição de uma liga: em a os materiais são aquecidos, de b a e ocorre a mistura de A com B, em f, tem-se a resultante de A e B.(DAVIS, 1993)

$$\delta = \frac{\text{massa fundida de substrato}}{\text{massa total fundida}} \times 100 = \frac{B}{A + B} \times 100 \quad (3.1)$$

3.1.5 Vantagens e Desvantagens do processo de PTA

As principais vantagens do processo de aplicação de revestimentos por PTA são listadas a seguir (BRANDI; WAINER; MELLO, 1992; DAVIS, 1993; LUGSCHEIDER; MORKRAMER; AIT-MEKIDECHE, 1991; HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991; RAGHU; WEBBER, 1996; YAEDU, 2003; SANTOS, 2003; FOLTRAN, 2000; CORODUR...; PAREDES, 2001; MARCONI; MARCONI, 2002):

- Os depósitos obtidos são de excelente qualidade, homogêneos e densos, com excelente união metalúrgica entre o metal de adição e o metal base. Os revestimentos podem ser produzidos rapidamente em um único passe para uma grande variedade de espessuras;
- A diluição típica está em torno de 5 a 20%, podendo chegar a 2% segundo fabricantes;
- A eficiência obtida nos revestimento a pó chega a ser de 95%, com taxas de deposição típicas de 3 kg/h, podendo chegar até 15 kg/h;
- Estabilidade direcional e focal do arco, que não sofre mudanças de suas características quando ocorrem variações da distância da tocha à peça a ser revestida; assim, a constrição do arco ocasiona sua colimação, possibilitando que variações no comprimento do arco não afetem significativamente sua capacidade de fundir o metal a ser revestido;
- No processo com plasma o eletrodo está confinado no bocal de constrição, sendo impossível seu contato com a peça a ser revestida, como ocorre no processo TIG; esse arranjo dá maior vida ao eletrodo e elimina a possibilidade de inclusão de tungstênio no revestimento;
- Menores quantidades de passes de soldagem e de material de adição quando comparado com o processo TIG;

- O arco-piloto do processo por plasma permite sua visualização pelo soldador, através das lentes de proteção, facilitando o posicionamento preciso da tocha de soldagem na abertura do arco. Outra característica importante do arco-piloto é a de permitir a abertura instantânea do arco de soldagem, mesmo com baixa intensidade de corrente;
- Maior concentração de energia e densidade de corrente;
- Nível médio de distorção em comparação com processos como TIG, eletrodo revestido, etc.;
- Menor nível de descontinuidades, reduzindo o número de retrabalhos e descartes;
- Alimentação em pó, o que o torna mais flexível na elaboração de novas ligas;
- Controle preciso dos parâmetros, que garante maior uniformidade entre os lotes;
- Melhor controle do aporte térmico possibilita a redução da diluição, e conseqüentemente a redução da espessura do revestimento para obter as mesmas propriedades. Além disso, ajuda a regular o tamanho e a dureza da zona termicamente afetada (ZTA), e portanto a tendência ao trincamento devido ao crescimento de grão, transformação martensítica ou envelhecimento.
- Em ligas reforçadas, permite a dissolução parcial dos carbonetos de Tungstênio induzida pelo processo resulta em uma união metalúrgica firme entre a matriz e as partículas de carbonetos;

As principais desvantagens do processo de aplicação de revestimentos por PTA são (BRANDI; WAINER; MELLO, 1992; RAGHU; WEBBER, 1996; DAVIS, 1993; LUGSCHEIDER; MORKRAMER; AIT-MEKIDECHE, 1991; HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991; YAU, 2003; SANTOS, 2003; FOLTRAN, 2000; CORODUR... ; PAREDES, 2001; MARCONI; MARCONI, 2002):

- O equipamento apresenta uma maior complexidade, o que gera maior custo de manutenção. É relativamente caro (maior custo em relação a um equipamento TIG), necessita de uma instalação permanente e é indicado para uso em peças retas e cilíndricas;

- Necessita de uma fonte de potência especial devido aos dois circuitos envolvidos no processo;
- O consumo de gás argônio, que é um pouco maior que no processo de soldagem TIG;
- Peças grandes que serão revestidas com material muito duro necessitam normalmente de pré-aquecimento;
- Requer do operador maior conhecimento do processo, quando comparado com o TIG. A tocha é mais complexa, o eletrodo requer configuração e posicionamento precisos, havendo também necessidade de seleção correta do diâmetro do bocal de constrição e da vazão do gás de plasma e de proteção;

3.2 Desgaste

3.2.1 Introdução ao Desgaste

Os danos superficiais, resultantes de tribocontatos, são definidos como mudanças topográficas e/ou microestruturais em uma camada da superfície. Tais danos às superfícies envolvem, entre outros mecanismos, o desgaste, que é um dano superficial envolvendo perda de material através de : cisalhamento, extrusão, fragmentação, rasgos, fratura frágil, fratura por fadiga, dissolução química e difusão (ASM..., 1998).

O comportamento ao desgaste dos materiais é ditado pelos mecanismos atuantes de desgaste (adesão, abrasão, corrosão, fadiga), os quais dependem da estrutura do tribosistema (corpo, contra-corpo, interface, meio ao redor), a forma de ação dos elementos tribológicos (rolamento, deslizamento, impacto, escoamento) e dos parâmetros de operação (carga, velocidade, temperatura, tempo) (RABINOWICZ, 1995; KART-HEINZ, 1987).

O desgaste de componentes e equipamentos industriais, agrícolas, bem como de inúmeros outros ramos de atividade, representa um grande fator de depreciação de capital e de fonte de despesas com manutenção e reposição de componentes mecânicos. Sobre os custos de produção, o desgaste influi diretamente através do custo de peças desgastadas e de sua reposição. Muitas vezes exige ainda o superdimensionamento de componentes, a limitação da produção devido aos equipamentos depreciados, ou pior, a interrupção drástica da produção. Estes fatores influem significativamente sobre as perdas indiretas do rendimento de produção (BAPTISTA; NASCIMENTO,).

A maioria das abordagens matemáticas ou mecânicas ao desgaste sugere alguma variante da Equação de desgaste de Archard (Equação 3.2), onde resistência ao desgaste por deslizamento é dependente da carga normal a qual o contato das superfícies deslizantes estão submetidas, assim como a dureza dos pares deslizantes.

$$Q = \frac{k \times W}{H} \quad (3.2)$$

Onde :

- Q é a taxa de desgaste por distância deslizada mm^3/m ;
- W é a carga normal (kgf);
- k é o coeficiente de desgaste adimensional;
- H a dureza kgf/mm^2 .

A Equação 3.2 é uma simplificação das complexas situações de desgaste, que não contempla as diversas variáveis encontradas nas aplicações reais, nem tampouco as interações dos tipos dos tipos de desgaste. Ou seja, não se pode afirmar que um determinado material é resistente ao desgaste sem um mínimo de estudo das condições envolvidas (preferencialmente uma análise do modo de falha e testes de simulação). No entanto, a equação permite dizer que o volume perdido por desgaste diminui com o aumento da dureza (ANTONY, 1983).

Neste trabalho serão abordados o desgaste abrasivo e o desgaste por deslizamento.

3.2.2 Desgaste por Abrasão

Estima-se que quase 50% dos problemas industriais de desgaste estão associados ao desgaste por abrasão. O desgaste abrasivo é um fenômeno complexo, que ocorre quando uma superfície dura e rugosa, ou uma superfície macia contendo partículas duras, desliza sobre uma superfície de menor dureza, produzindo nela diversas ranhuras. O material das ranhuras é deslocado na forma de partículas de desgaste geralmente soltas (RABINOWICZ, 1995). Tal perda de matéria resulta em gastos avaliados entre 1 a 5% do PIB (BAPTISTA; NASCIMENTO,).

No combate à abrasão não é suficiente empregar materiais mais duros do que os materiais abrasivos, como a melhor solução. É necessário, também, levar em consideração os elementos que compõem o metal sujeito à abrasão e o tamanho dos respectivos grãos, como as causas, muitas vezes de importância decisiva.

Para uma melhor compreensão dos processos de desgaste abrasivo, a Figura 3.10 descreve alguns destes mecanismos possíveis quando a ponta de um abrasivo único atravessa uma dada superfície.

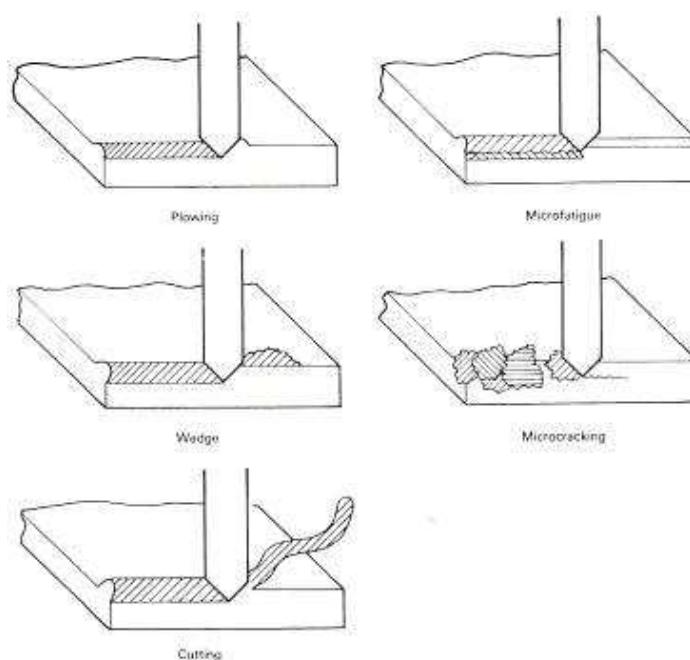


Figura 3.10: Cinco processos de desgaste abrasivo.(ASM. . . , 1998)

Várias características dos materiais demonstraram ter alguma correlação, ou ter algum efeito sobre o desgaste abrasivo. Ligas geralmente são usadas para melhorar o desempenho de tais características contra a abrasão. Ainda, a produção de fases secundárias nestas ligas, como por exemplo precipitados, pode resultar em um aumento significativo na dureza e na tensão de escoamento. Assim, com base na equação geral de desgaste (Equação 3.2) apresentada, pode-se esperar uma significativa diminuição do desgaste abrasivo.

Precipitados grandes e incoerentes ou partículas como carbonetos, podem ser úteis na redução do desgaste abrasivo. A Figura 3.11 mostra o que acontece quando se varia a relação de tamanho do grão abrasivo em relação às partículas duras na matriz. Observa-se que quanto maior a partícula incoerente em relação ao grão abrasivo, maior sua eficácia na redução do desgaste abrasivo. O desgaste destas partículas incoerentes pode ocorrer a partir de dois processos mais lentos em relação ao desgaste da matriz : abrasão das partículas duras e perda de partículas duras, por desligamento entre a matriz e as partículas, devido ao trincamento por fadiga.

As características de tais partículas que melhor funcionam na proteção contra o desgaste abrasivo são : dureza elevada, que as fazem mais difíceis de serem cortadas; resistência mecânica, que as fazem mais resistentes à quebra; e forma de bloco, que comparadas às formas de placa ou de bastão, tem maior eficiência na propagação de trincas e à quebra.

O modelo simplificado de Zum Gahr (Figura 3.11) mostra o efeito da variação destes parâmetros.

Foi demonstrado que fases secundárias ancoradas perpendicularmente à superfície, grandes em relação ao abrasivo, com grande módulo de elasticidade, duras (mais duras que a matriz), e tenazes são mais efetivas na redução do desgaste abrasivo.

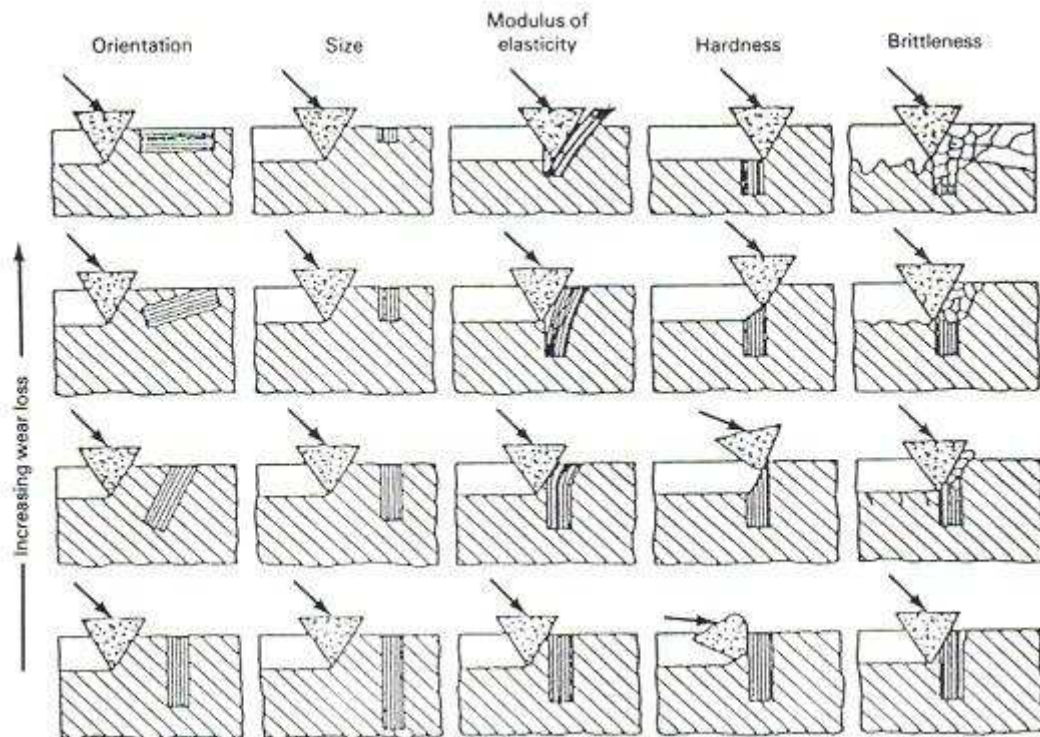


Figura 3.11: Efeitos da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da fase secundária no desgaste abrasivo.(ZUM-GAHR, 1987)

A seleção de materiais resistentes ao desgaste abrasivo não é uma ciência exata. No entanto, existem algumas famílias de materiais que se destacam por sua conhecida resistência ao desgaste. Materiais tipicamente duros e resistentes a riscos, incluindo cerâmicas e carbonetos podem ser formados ou depositados em superfícies menos resistentes à abrasão por soldagem, spray de plasma, spray de chama, etc. com o intuito de reduzir o desgaste abrasivo.

Materiais cerâmicos demonstram uma excelente resistência ao desgaste abrasivo, devido a sua elevada dureza em relação à partícula abrasiva. No entanto, apresenta entre outros pontos fracos, sua ineficiência na absorção de impactos, ou seja, baixa resistência à fratura.

Metais, devido a sua habilidade de absorver esforços em geral, continuarão a ser utilizados em aplicações que necessitem resistência ao desgaste abrasivo.

Genericamente, pode-se dizer dos metais resistentes ao desgaste abrasivo :

- Dureza elevada é o requisito fundamental;
- Resistência à abrasão tende a aumentar com a adição de metais formadores de carbonetos;
- Adições de carbonetos, quando estes são grandes em relação ao abrasivo, são benéficas aos metais.

3.2.3 Desgaste Deslizante e Adesivo

Desgaste deslizante e adesivo é o desgaste que ocorre quando uma superfície sólida desliza ao longo de outra superfície (ASM..., 1998). É o desgaste provocado entre duas superfícies metálicas em contato direto, que deslizam, rolam ou se esfregam entre si.

Quaisquer destas ações podem provocar a retirada da película de óxidos que revestem os metais, pondo em contato direto os seus átomos que compõe. Uma pressão normal será, então, suficiente para fazer com que as poderosas forças de atração atômica se manifestam, provocando uma soldagem superficial localizada (Figura 3.12) (BAPTISTA; NASCIMENTO,).

A continuação do contato e pressão entre as partes, provoca o destacamento de fragmentos superficiais de um dos metais, resultando em uma ampla distribuição de taxas de desgaste. Duas são as causas desta união : a atração natural de tais materiais e acabamento superficial grosseiro.

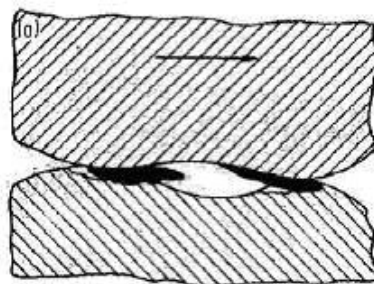


Figura 3.12: Junções adesivas, transferência de material e ranhuramento.(KART-HEINZ, 1987)

Assim sendo, o acabamento superficial microscópico tem um grande papel em relação ao desgaste adesivo (CHAMBERLAIN, 2003).

Os tipos de desgastes por adesão ocorrem segundo os seguintes mecanismos (BAPTISTA; NASCIMENTO,) :

- Por rolamento : são desgastes onde as partes são fixas, sendo uma girando sobre a outra. Exemplo: Rodas de pontes rolantes, rodas de trem, roletes de trator;
- Por deslizamento : são desgastes que ocorrem entre partes móveis entre si, não ocorrendo rolamento por parte de uma delas. Exemplo: Pistões, cilindros, eixos, mancais, sapatas, etc.;
- Por fricção : são desgastes onde ocorrem a goivagem² de uma das partes pela outra, formando canais. Exemplo: Pinos, centrais de guindastes, navalhas de corte, etc.

O desgaste por fretagem é o desgaste que ocorre quando duas superfícies metálicas em contato, sofrem pequenos movimentos oscilatórios. Alguns fragmentos são arrancados da superfície por Adesão e podem ser impedidos de escaparem pela pouca facilidade de escorregamento e expulsão.

Os fragmentos do desgaste, podem contudo, permanecer agarrados na superfície, fazendo com que a superfície fique fosca, ou pode fluir pela junta resultando na perda de metal.

O índice de desgaste proveniente do fenômeno de adesão, tende a cair após certo tempo, devido à formação de uma zona tampão pelos fragmentos do desgaste, e um outro subsequente desgaste por fadiga e abrasão dará continuidade ao fenômeno.

A fretagem pode ser reduzida ou eliminada pela mudança no projeto ou retirando as vibrações, mas quando isto for impraticável, outros métodos para reduzir o desgaste deverão ser utilizados, tais como lubrificação ou revestimento das superfícies.

Os revestimentos destinados a conferir proteção contra esta forma de desgaste devem possuir resistência a gripamentos ou ao deslocamento de pequenas partículas superficiais. Para isto, devem dedicar a maior atenção à limitação do aquecimento

²Desgaste que envolve a ação de materiais abrasivos geralmente com dimensões grandes, sob condições de altas tensões incluindo impacto.

e às possibilidades de ocorrência simultânea de outros desgastes, como: erosão e corrosão.

O desgaste por fricção para ser combatido com máxima eficiência, requer duas propriedades antagônicas :

1. Dureza, para resistir ao desgaste propriamente dito;
2. Maciez, para possuir a indispensável tenacidade.

Para resolver esta aparente incongruência, o revestimento protetor deverá possuir elementos duros e macios, reunidos em uma estrutura de granulação fina (BAPTISTA; NASCIMENTO,). A prevenção contra ocorrência de desgaste adesivo pode ser feita seguindo as seguintes recomendações (ASM..., 1998) :

- Evitar materiais semelhantes juntos em situações de deslizamento, particularmente nos metais;
- Se a fadiga devido à pressão de alto-contato repetida não for um problema, então dureza alta é uma propriedade desejada. Porém, evitar o deslizamento de metais duros contra metais duros em sistemas lubrificados evita desgastar e acomodar escombros;
- Mesmo que feita inadequadamente, a lubrificação reduzirá o desgaste. Alguma lubrificação pode ser aplicada provendo uma atmosfera corrosiva para formar filmes de superfície, muitos dos quais produzem fricção mais baixa que se aquele filme não estivesse presente.

Uma das maneiras de prever o comportamento dos materiais em situações de desgaste é realizar ensaios, simulando situações e extraíndo dados a partir das análises possíveis dos resultados.

O ensaio de Pino sobre disco (Figura 3.13), visa proporcionar um dado quantitativo e qualitativo de maneira que se possa avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento de um material ou se comparar a resistência ao desgaste por deslizamento entre materiais distintos. Este ensaio é feito sob condições nominalmente não abrasivas, ou seja, condições onde não há a interferência e inclusão intencional de corpos abrasivos, salvo as partículas que podem se desprender das superfícies em contato (ASTM..., 1995).

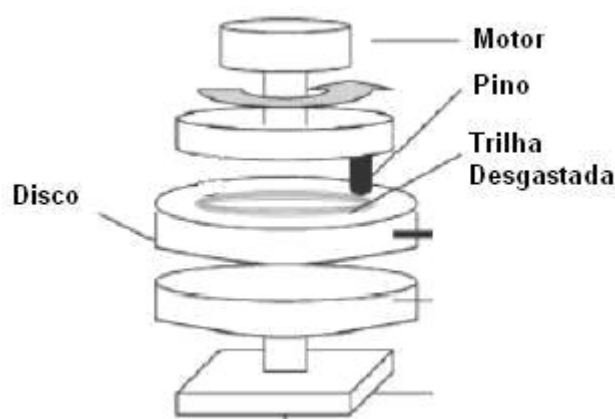


Figura 3.13: Esquema do equipamento pino sobre disco.(SANTOS, 2003)

Para o ensaio pino sobre disco, são utilizados duas amostras, um pino e um disco. O pino é posicionado perpendicularmente ao disco e então são colocados em movimento relativo.

Os resultados quantitativos são reportados como perda de volume em milímetros cúbicos, ou ainda massa para o pino e o disco separadamente, variação do torque do motor e variação da temperatura ocasionada pelo desgaste das superfícies. Os resultados qualitativos são obtidos através da avaliação das superfícies e/ou dos detritos provenientes das superfícies desgastadas através de microscopia ótica e eletrônica. Os fatores cruciais deste ensaio são a manutenção da perpendicularidade da força aplicada, velocidade linear, carga aplicada e distância de deslizamento. As massas do pino e do disco são medidas para cada distância de deslizamento para traçar uma curva da perda de massa versus a distância de deslizamento. Uma vez que a curva torna-se estável, a taxa de fricção (perda de massa/unidade de distância) pode ser utilizada para estimar a resistência ao desgaste do material (SANTOS, 2003; ASTM..., 1995; WU; WU, 1996).

3.3 Ligas a Base de Cobalto Resistentes ao Desgaste

3.3.1 O Cobalto

O Cobalto, cujo símbolo é Co, massa atômica 58,9332 e número atômico 27, é um metal pertencente ao Grupo de Transição VIII da Tabela Periódica dos elementos químicos. Seu nome provém do termo alemão kobald, espírito do mal, ou, alternativamente, do grego cobalos, jazida.

É um metal duro, embora quebradiço, de aparência semelhante ao ferro e ao níquel. Quando polido torna-se branco prateado e levemente azulado.

Ferro-magnético até 1.121o C, foram exatamente suas propriedades magnéticas e luminosas, estranhas e desconhecidas na ocasião, que justificaram seu nome kobald.

O Cobalto é alotrópico. A temperaturas abaixo de 417 °C, o Co exibe uma estrutura Hexagonal compacta (HCP). Entre 417 °C e seu ponto de fusão a 1493 °C, o Co apresenta estrutura cúbica de face centrada (FCC) (ASM...,).

3.3.2 Histórico das Ligas a base de Cobalto e das Superligas

Durante um longo tempo, engenheiros tiveram a necessidade por materiais mais resistentes e resistentes à corrosão para aplicações a altas temperaturas.

Os aços inoxidáveis, desenvolvidos e aplicados nas décadas de 20 e 30, serviram como ponto de partida para a satisfação dos requisitos da engenharia em altas temperaturas. Mas logo se descobriram suas limitações quanto à resistência. A comunidade metalúrgica respondeu a esta crescente demanda desenvolvendo o que se poderia chamar de “superliga” de variedades inoxidáveis.

Com o advento da II grande guerra, as turbinas a gás tornaram-se responsáveis pela invenção ou adaptação de ligas. Foi com a adaptação de uma liga de Cobalto primordialmente utilizada na odontologia (Vitallium, também conhecida como Haynes Stellite 31), para usos em aplicações a altas temperaturas em turbinas de avião, que a indústria das superligas deu um salto.

Historicamente, muitas das ligas a base de Cobalto comerciais são derivadas dos ternários Cobalto - Cromo - Tungstênio e Cobalto - Cromo - Molibdênio primeiramente pesquisadas por Elwood Haynes, que registrou em 1907 a patente U. S. 873.745, a

primeira deste tipo de liga, e estabeleceu o que é até hoje a base da maioria das superligas de cobalto. Haynes descobriu a alta resistência e a natureza inoxidável da liga binária Cobalto - Cromo, a mais tarde identificou o Tungstênio e o Molibdênio como poderosos agentes de aumento de resistência com o sistema Cobalto - Cromo. Quando da descoberta destas ligas Haynes nomeou-as ligas Stellite, do Latim Stella (estrela), devido a seu brilho “semelhante ao de uma estrela”.

3.3.3 Superligas a base de Cobalto

Superligas são ligas de Níquel, Ferro-Níquel e ligas a base de Cobalto, geralmente utilizadas em temperaturas acima de 540°C. São genericamente definidas como ligas para serviço em temperatura elevada, usualmente baseadas em elementos do grupo VIIA da tabela periódica, onde solicitações mecânicas relativamente severas são encontradas e uma grande estabilidade superficial é freqüentemente requerida (COBALT... ,). O limite superior, em termos de temperatura, para a utilização para superligas é uma função das temperaturas de fusão incipiente das ligas e da dissolução das fases de reforço.

Como grupo, as superligas a base de Cobalto podem ser genericamente descritas como sendo resistentes à abrasão, resistentes à corrosão, e resistentes a altas temperaturas.

Em relação às ligas de Níquel apresentam as seguintes vantagens :

- Ligas de Cobalto possuem pontos de fusão mais altos que as ligas de Níquel (ou Ferro). Isso faz com que elas possam absorver maiores tensões em temperaturas absolutas mais altas;
- As ligas de Cobalto permitem maior resistência à corrosão a quente nas atmosferas de turbinas a gás, devido a sua maior quantidade de Cromo;
- Ligas de Cobalto exibem resistência à fadiga térmica e soldabilidades superiores às de Níquel.

Muitas das propriedades destas ligas vêm da natureza cristalográfica do Cobalto (em particular sua resposta à tensão), da elevada temperatura de recristalização, da estrutura CFC metaestável além da baixa energia de falhas de empilhamento³ (EFE).

³Falhas de Empilhamento - Nas ligas de Cobalto são camadas de átomos arranjados em configurações HCP dentro da matriz austenítica FCC.

A baixa EFE, oriunda da natureza alotrópica do Cobalto, deixa as discordâncias parciais mais separadas, o que dificulta os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento. Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste (BERNS, 1995; YAEDU, 2003).

É sabido que o Níquel estabiliza a estrutura FCC. Além disso, o Níquel aumenta a EFE e conseqüentemente controla a formação de stacking-faults em excesso nas ligas de Cobalto, mas sem inibir completamente sua formação.

Outros fatores que conferem características excepcionais a tais ligas são o efeito de aumento da resistência por solução sólida (átomos que interferem com deformação), provida pelo Tântalo, Nióbio, Cromo, Tungstênio e Molibdênio (tais elementos são também formadores de carbonetos); da formação de carbonetos metálicos (uma distribuição favorável de fases secundárias que interferem com a deformação); e da resistência à corrosão aportada pelo Cromo. O que determina se estes permanecem em solução ou formam carbonetos é a porcentagem desses elementos e a quantidade de carbono.

Nas ligas fundidas, as quantidades de cromo inicialmente utilizadas eram altas, mas foram sendo significativamente reduzidas ao longo dos anos com o objetivo de acomodar outros elementos de liga que aumentam a resistência das superligas a altas temperaturas. Níquel e Cobalto, assim como Cromo, Tungstênio, Molibdênio, Rênio, Háfnio e outros elementos usados em superligas são geralmente caros e estratégicos que podem variar consideravelmente em preço e disponibilidade ao longo do tempo.

As propriedades podem ser controladas por ajustes na composição e no processamento (incluindo tratamento térmico). Os elementos de liga que ficam em solução sólida, produzindo outros efeitos além do endurecimento estão listados na Tabela 3.1, que resume os principais elementos e seus efeitos (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

Tabela 3.1: Principais elementos de liga e seus efeitos

Elemento	Efeitos
Cromo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Aumenta resistência à oxidação; - Aumenta a resistência à corrosão a quente; - Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Molibdênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tungstênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tântalo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Nióbio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Alumínio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação; - Promove a formação do composto intermetálico $CoAl$.
Titânio	<ul style="list-style-type: none"> - Promove a formação do composto intermetálico Co_3Ti; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3Ti, quando há adição suficiente de níquel. - Promove a formação do carboneto MC.
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> - Estabiliza a estrutura FCC; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3Ti.
Boro	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados.
Zircônio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados; - Formação de carbonetos MC.
Carbono	<ul style="list-style-type: none"> - Formação de carbonetos tipo MC, M_6C, M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Yttrium	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação.
Lantânio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação.

Dentre as superligas à base de Cobalto, aquelas comercialmente conhecidas como Stellite somam hoje uma família de 57 ligas, que em termos de composição química são classificadas como ligas quaternárias Co-Cr-W-C. O Cromo varia entre 19 e 35%, e está presente em todas as ligas atuais. Tungstênio e Molibdênio não são elementos obrigatórios, sendo que o Tungstênio é encontrado na composição de 72% das ligas, e o Molibdênio em 58% das ligas existentes. Naquelas em que se faz presente, o Tungstênio varia entre 0,5 e 19%, e Molibdênio varia entre 0,25 e 18%. Carbono é o elemento que rege a formação de carbonetos, que varia entre 0,1 e 3,3%. Tal variação na quantidade de Carbono é o que determina a fração volumétrica de carbonetos, a dureza a temperatura ambiente, e a resistência à abrasão (DAVIS, 1993).

A Tabela 3.2 mostra a composição da liga Stellite 6, de interesse para este trabalho (DELORO...,).

Tabela 3.2: Composição nominal da liga Stellite 6

Co:	Ni:	Fe:	Al:	B:	C:	Cr:
Bal.	max. 3	max. 3			1.2	28
Mn:	Mo:	P:	S:	Si:	Ti:	W:
1				1.1		4.5

Apesar do elevado número de ligas Stellite, várias pesquisas têm sido realizadas com o objetivo de se obter ligas com propriedades superiores aos atualmente existentes no mercado. A maioria destes trabalhos procura adicionar carbonetos ou elementos que formem fases duras ao Stellite 6 (ABBAS; WEST, 1991; KUZUCU et al., 1998).

A significância comercial das superligas hoje em dia pode ser evidenciada pelo fato que, nos anos 50, apenas 10% do peso total da turbina de uma aeronave era feito de superligas. Em 1985 este número já era aproximadamente 50%.

3.3.4 Metalurgia das superligas

Ligas de Cobalto consistem em uma fase matriz austenítica FCC mais uma variedade de fases secundárias. As fases secundárias importantes para o controle das propriedades são os carbonetos FCC MC , $M_{23}C_6$, M_6C e M_7C_3 . O principal carboneto presente é o carboneto de cromo do tipo M_7C_3 , apesar do carboneto $M_{23}C_6$ ser muito comum em ligas de baixo carbono (YAEDU, 2003).

Além do tamanho e da morfologia do grão (e eventuais trabalhos a frio), é a produção e o controle (manipulação) das várias fases que dão às superligas suas características únicas. As superligas devem a maior parte de sua resistência ao aumento de dureza por solução sólida e fases precipitadas. Carbonetos aumentam a resistência diretamente (ex.: dispersion hardening) ou, mais comumente, indiretamente (ex.: estabilizando os contornos de grão contra deslizamento).

Fases consideradas deteriorantes também são formadas. Entre estas fases estão as chamadas topologicamente compactas (Laves, por exemplo). Não são de interesse quando presentes apenas traços, mas são deteriorantes quando mais que traços estão presentes. Durante muito tempo, as fases Laves foram evitadas pelos metalurgistas devido à perda de ductilidade em temperaturas elevadas. A fase de Laves é um intermetálico molibdênio-silício, que é estável até 788°C, o que faz com que as ligas retenham sua dureza em temperaturas ainda maiores do que as ligas reforçadas por carbonetos. As primeiras ligas dessa família foram desenvolvidas pela Dupont nos anos 70, e foram chamadas de Tribaloy. Eles descobriram que grandes quantidades de molibdênio e silício formavam durante a solidificação um composto intermetálico duro e resistente à corrosão. Nestas ligas, o carbono é mantido no menor nível possível para evitar a precipitação de carbonetos.

Devido à fase intermetálica de Laves ser abundante nestas ligas, sua presença domina todas as propriedades do material. Assim, os efeitos da composição da matriz nestas ligas são menos pronunciados do que no caso das ligas à base de Cobalto reforçadas por carbonetos (Stellite) por exemplo. A fase de Laves é especificamente responsável por extraordinária resistência à abrasão e ao desgaste metal-metal, mas limita severamente a ductilidade do material e sua resistência a impacto (RAGHU; WU, 1997; CROOK, 1991; COBALT...,). De fato, é difícil obter deposições livres de trincas. Por esta razão, estas ligas obtiveram mais sucesso em revestimento por spray térmico (plasma).

3.3.5 Carbonetos e os Carbonetos de Tungstênio

Carbonetos são importantes constituintes das ligas de Cobalto. São particularmente essenciais nos contornos de grão para a produção de características como resistência desejada e ductilidade.

Carbonetos promovem aumento de resistência da matriz, e são necessários para

o controle do tamanho de grão nas ligas trabalhadas. Alguns carbonetos são virtualmente inafetados por tratamento térmico, enquanto outros requerem passos a serem seguidos para estarem presentes.

Os carbonetos podem apresentar diferentes tamanhos e formas, mesmo para a mesma fase. Kim S. demonstrou que a forma da partícula de WC varia com o teor de Carbono, e que a mudança de forma ocorre inversamente com o conteúdo de Carbono (KIM et al., 2003).

Vários tipos de carbonetos são possíveis de serem obtidos, dependendo da composição da liga e do processamento. Como notado previamente, os tipos mais importantes são MC , M_6C , $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , onde M é um átomo de metal.

Em muitos casos, os carbonetos existem simultaneamente. No entanto, eles geralmente são formados por reações seqüenciais no estado sólido, seguindo a decomposição do MC , que normalmente é formado no estado líquido (fundido). Geralmente, MC é um carboneto de altas temperaturas, e $M_{23}C_6$ e M_7C_3 são de temperaturas mais baixas. M_6C é formado em temperaturas intermediárias.

Carbonetos MC são formados na solidificação ou por reação química ou por precipitação da solução sólida supersaturada a altas temperaturas, além de 1038°C . Os carbonetos $M_{23}C_6$ são formados por exposição a temperaturas de aproximadamente 790 a 816°C . Os carbonetos M_6C geralmente são formados de aproximadamente 816 a 982°C , ou talvez tão altas quanto 1038°C .

Carbonetos do tipo MC possuem estrutura FCC, normalmente formados durante resfriamento. Eles estão distribuídos heterogeneamente pela liga, em ambas posições: intergranular e transgranular, muitas vezes interdentríticamente. Tais carbonetos são a maior fonte de carbono para subseqüentes reações de fase durante processamento, tratamento térmico e serviço.

Carbonetos $M_{23}C_6$, por exemplo, $Cr_{23}C_6$, formam-se prontamente em ligas com teores de Cr de moderados a altos. Eles se formam durante tratamentos térmicos e serviço a baixas temperaturas, isto é, em torno de 760 a 816°C , embora se pense que eles podem ser formados em temperaturas tão altas quanto 982°C , ambos da degeneração do carboneto MC e do carbono residual disponível solubilizado na matriz da liga. Embora usualmente encontrados nos contornos de grão, eles ocasionalmente podem ocorrer ao longo de maclas e falhas de empilhamentos.

Carbonetos do tipo M_6C têm uma estrutura cúbica complexa. Eles se formam quando o teor de Molibdênio e/ou Tungstênio é maior que de 6 a 8%. Devido à estabilidade do M_6C a altas temperaturas ser maior que dos carbonetos $M_{23}C_6$, M_6C é o carboneto comercialmente mais importante enquanto precipitado de contorno de grão para o controle do tamanho do grão durante o processamento de ligas trabalhadas.

Embora carbonetos M_7C_3 não sejam largamente observados nas superligas, eles estão presentes nas ligas de Cobre quando aquecidas acima de 999°C.

Os carbonetos encontrados nas superligas servem a três principais propósitos. Primeiro, carbonetos de contornos de grão, quando formados adequadamente, previnem ou retardam o deslizamento dos contornos de grão, e permitem o alívio de tensão. Segundo, se carbonetos finos estão precipitados na matriz, resultam em aumento de resistência. Terceiro, carbonetos podem inibir certos elementos que em outros casos poderiam promover instabilidade de fase em serviço (DONACHIE; DONACHIE, 2002; SIMS; HAGEL, 1972).

Carbonetos de Tungstênio, de especial interesse a este trabalho, tem sua descoberta atribuída a Henri Moissan (1852-1907). Foi em seu laboratório, na escola de farmácia na Universidade de Paris, que dois carbonetos de Tungstênio foram descobertos, W_2C (1896) por H. Moissan e WC (1898) por P. Williams (YAO; STIGLICH; SUDARSHAN, 2002).

São principalmente conhecidos por sua excepcional dureza e resistência ao desgaste e à corrosão. No entanto, sua fragilidade impediu seu uso como material puro (single-phase material) em aplicações estruturais de alta tensão, o que levou ao desenvolvimento de compósitos de união metálica (cemented carbides ou cermets). De fato, matrizes de metais dúcteis como Cobre aumentam enormemente sua resistência de modo a evitar fratura frágil (REFRACTORY... ; YAO; STIGLICH; SUDARSHAN, 2002).

Carbonetos de Tungstênios cementados são comercialmente um dos mais velhos e bem sucedidos produtos na metalurgia do pó. A exemplo, em 1992, aproximadamente 65% da produção de Tungstênio metálico foi dirigida à produção de WC . Estes compósitos são essencialmente agregados de partículas de carbonetos de Tungstênio unidos com Cobre metálico através de sinterização líquida (liquid-phase sintering). O Cobre é usado como matriz ligante devido a sua molhabilidade e ação capilar durante a sinterização líquida, que permite alcançar maiores densidades.

As propriedades destes materiais são derivadas de seus constituintes : o duro e frágil carboneto de Tungstênio, e o ligante Cobalto, mais tenaz e dúctil.

3.3.6 Compromisso entre processo de deposição, material de aporte e desgaste

Em vista da enorme e crescente diversificação dos materiais e processos disponíveis para aplicações de engenharia, a tarefa de selecionar o melhor tipo de material a aplicar sobre um determinado substrato, através do processo mais adequado, e com uma finalidade específica, torna-se, ao mesmo tempo, árdua e empolgante.

No caso deste trabalho, este compromisso é desenvolvido no âmbito de revestimentos contra desgaste ou hardfacing, o processo no qual um revestimento ou cladding é aplicado a um substrato com a finalidade principal de reduzir o desgaste, que é perda de material por abrasão, erosão, impacto, fricção e cavitação.

Em se comparando o desempenho de alguns processos de deposição, A.S.C.M. d'Oliveira (D'OLIVEIRA; VILAR; FEDER, 2002) (comparando Laser Cladding e PTA), conclui que revestimentos superficiais com ligas à base de Cobalto depositados por PTA e Laser produzem valores baixos de diluição em relação a processos convencionais, e que o Laser produz microestruturas mais finas. Ainda, devido às taxas de resfriamento menores para o PTA, os precipitados são relativamente estáveis, ou seja, os tratamentos térmicos posteriores (envelhecimento) não tem efeito. Medidas de microdurezas localizadas com 25g de carga nas regiões dendríticas enfatizam a estabilidade microestrutural (Tabela 3.3).

Tabela 3.3: Microdureza Vickers (25g) de regiões dendríticas dos revestimentos de PTA e Laser

Processo	Como depositado (HV)	Após 5 ciclos térmicos (HV)
PTA	483	480
Laser	572	434

Conclusão semelhante chega Atamert (ATAMERT; BHADESHIA, 1989), mas comparando revestimentos depositados por eletrodo revestido, TIG e Laser. Em seu trabalho, mostra-se que as microestruturas produzidas através de eletrodo revestido são as mais grosseiras, e as obtidas com Laser as mais refinadas, ficando as microestruturas obtidas por TIG entre as duas.

Testando as amostras em relação ao desgaste abrasivo, utilizando alumina como partícula abrasiva, as amostras depositadas com eletrodo revestido tiveram o pior desempenho, seguidas pelas amostras depositadas a Laser, ficando o melhor desempenho com o TIG. A figura 3.14 exibe as curvas de desgaste obtidas através do ensaio pino sobre disco, onde se verifica a maior estabilidade e eficácia das amostras depositadas por TIG.

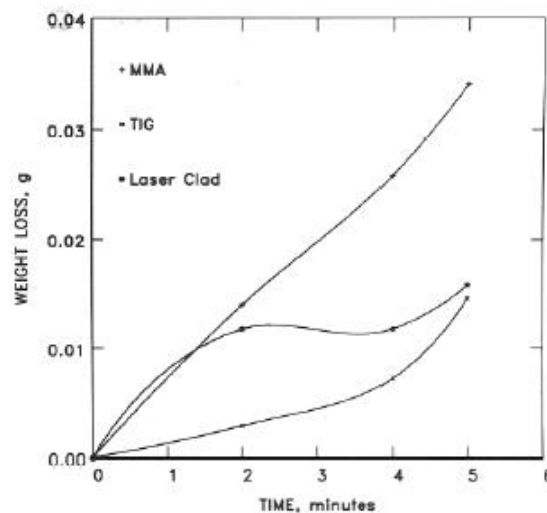


Figura 3.14: Perda de massa ao longo do tempo para as amostras depositadas por eletrodo revestido, TIG e Laser.(ATAMERT; BHADSHIA, 1989)

Dentre os materiais, as ligas a base de Cobalto demonstram um excelente resultado enquanto resposta ao desgaste, como mostra a figura 3.15. Entre estas ligas, as Stellite apresentam um melhor compromisso, buscado neste trabalho, entre a resposta ao desgaste e soldabilidade. Observa-se que a resposta ao desgaste da ligas Stellite 6, de fácil soldabilidade, situa-se em uma região intermediária enquanto resistência ao desgaste.

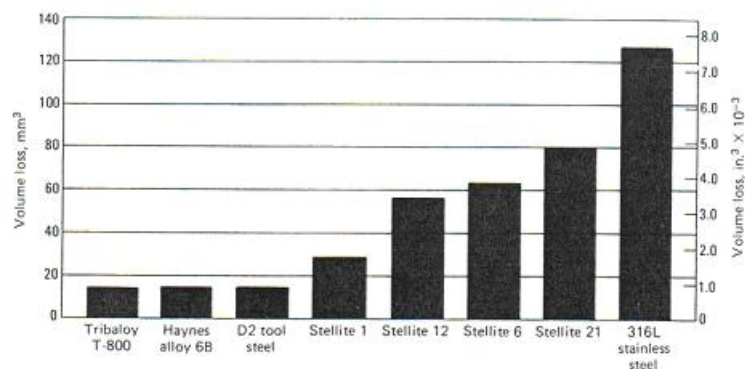


Figura 3.15: Dados de abrasão de várias ligas a base de Cobalto.(CROOK, 1991)

As ligas com maiores quantidades de fases duras (precipitados, fases de Laves, etc.) são difíceis de se processar, sendo raro de se obter depósitos livres de trincas. Ligas, como a Stellite 6 e a Stellite 12, com um equilíbrio diferente entre fases duras e a matriz dúctil de Cobalto, garantem com mais facilidade depósitos de boa aparência e livres de trincas (Figura 3.16).

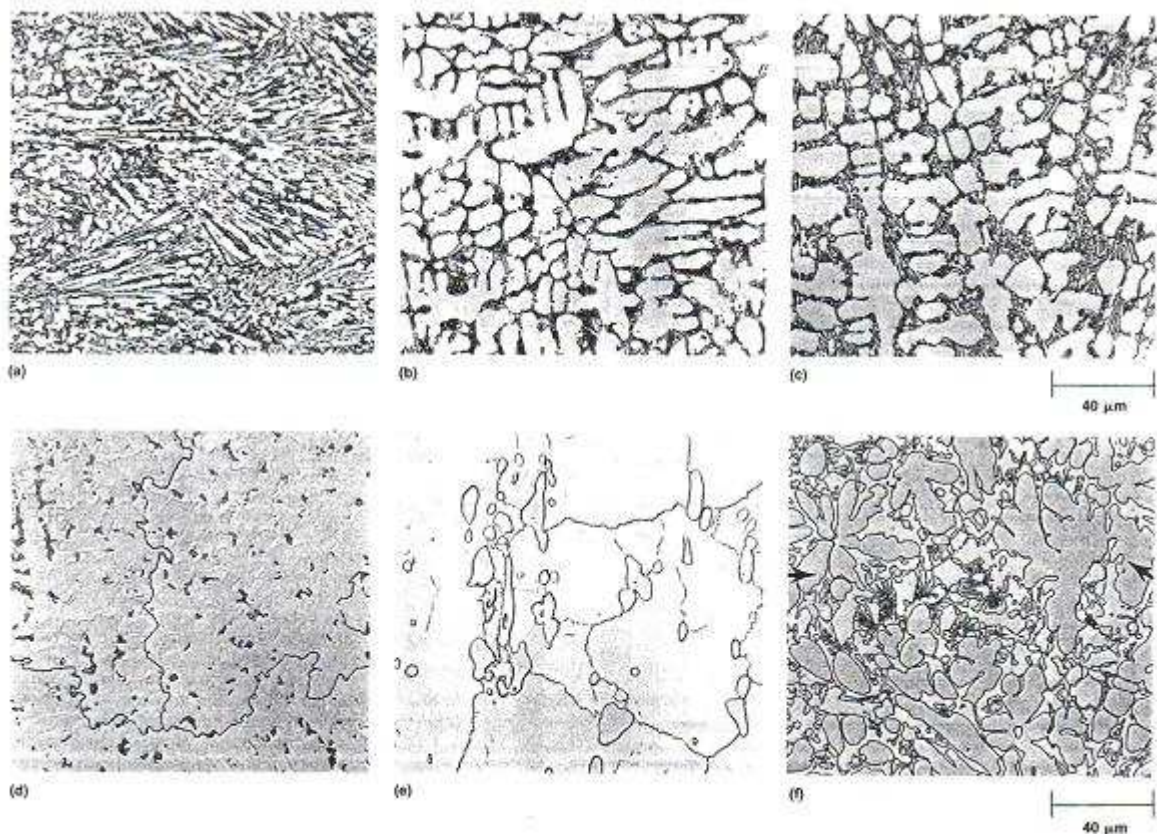


Figura 3.16: (a) Stellite 1, 2 camadas depositadas por GTA. (b) Stellite 6, 2 camadas depositadas por GTA. (c) Stellite 12, 2 camadas depositadas por GTA. (d) Stellite 21, 2 camadas depositadas por GTA. (e) Liga Haynes 6B, placa de 13 mm (0,5 in). (f) Liga Triballoy T-800, mostrando os precipitados de Laves (precipitados grandes e contínuos, cujos alguns estão indicados por setas). Todas 500X.(CROOK, 1991)

No âmbito dos esforços para modificar as ligas comerciais já existentes, para otimizar suas propriedades para aplicações específicas, dados da literatura nos transmitem segurança nas escolhas feitas para este trabalho :

“Analisar a utilização do PTA para depositar a liga Stellite 6 modificada, para que se tenha melhores e mais constantes respostas ao desgaste abrasivo mantendo a soldabilidade próxima à original da liga”.

4 Atividades Experimentais

4.1 Resumo

As atividades experimentais deste trabalho foram desenvolvidas na seguinte sequência:

- Preparação dos materiais para os revestimentos;
- Deposição dos revestimentos;
- Análise qualitativa do aspecto geral dos cordões (inspeção visual);
- Preparação das seções transversais dos corpos de prova;
- Levantamento dos perfis de microdureza nas seções transversais dos revestimentos;
- Preparação metalográfica e análise microestrutural dos revestimentos por microscopia ótica e de varredura eletrônica (MEV);
- Determinação da diluição;
- Ensaio de desgaste tipo pino sobre disco;
- Exposição à alta temperatura.

4.2 Deposição e Corpos de Prova

Os corpos de prova deste trabalho foram preparados utilizando como substrato o aço Carbono AISI 1020, cuja composição nominal é apresentada na Tabela 4.1. As placas utilizadas como substrato foram usinadas nas dimensões 150 x 100 x 12mm, e posteriormente jateadas para a remoção de óxido, óleo e sujeira.

Como material de adição, utilizou-se a superliga à base de Cobalto, comercialmente conhecida como Stellite 6. Esta liga foi depositada nas condições como recebida e adicionada de uma fina dispersão de carbonetos de Tungstênio 35 μm (WCoC), nas proporções de 5% e 35% em peso. As misturas da liga atomizada de Co e da dispersão de carbonetos foram homogeneizadas antes de serem depositadas.

Tabela 4.1: Matriz do experimento

% de WCoC (em peso)	% de Stellite 6 (em peso)	Corrente de Deposição
0%	Bal.	150 A
0%	Bal.	170 A
5%	Bal.	150 A
5%	Bal.	170 A
35%	Bal.	150 A
35%	Bal.	170 A

Sobre cada placa de substrato foram depositados 2 cordões de revestimento, no sentido longitudinal com aproximadamente 70 mm de comprimento (Figura 4.1), por meio do processo de soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA).

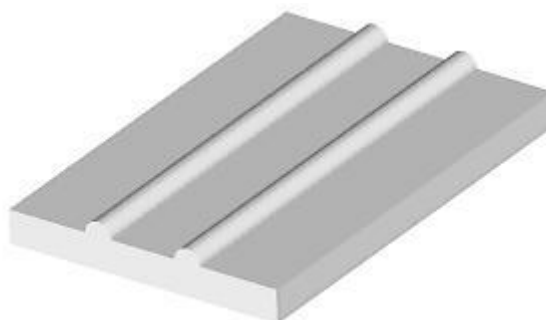


Figura 4.1: Representação esquemática das amostras

As condições de estudo em termos de composição química e composição esperada da liga modificada são apresentadas na Tabela 4.2 abaixo.

Tabela 4.2: Composição nominal dos materiais AISI 1020, Stellite 6 e WCoC

	Co:	Fe:	C:	Cr:	Ni:	W:	Mn	Si	Mo:
AISI 1020		Bal.	18 - 23						3 - 6
Stellite 6	Bal.	Max. 3	1,2	28	Max. 3	4,5	1	1,1	
WCoC	17		5			78			
Stellite 6 + 5% WCoC	56,2	2,9	1,4	26,6	2,9	8,2	1,0	1,0	
Stellite 6 + 35% WCoC	44,0	2,0	2,5	18,2	2,0	30,1	0,7	0,7	

Para a deposição foi utilizada a central de deposição de revestimentos duros do LaMaTS - UFPR - modelo Starweld 300 PTA Welding System ® da Delloro Stellite Inc. (Figura 4.2).



Figura 4.2: Equipamento de PTA - LaMaTS - UFPR

Os parâmetros de deposição foram mantidos constantes, conforme a Tabela 4.3 abaixo, exceto a intensidade de corrente. Corrente contínua constante com intensidades de 150 A e 170 A foram utilizadas no processamento dos diferentes depósitos. Após a deposição, as amostras foram resfriadas ao ar livre.

Tabela 4.3: Parâmetros de processamento da central PTA na deposição dos cordões

Parâmetro da Central	Valor
Velocidade de avanço da tocha	100 mm/min.
Distância tocha/peça	10 mm
Taxa de alimentação	Constante em volume
Vazão de gás de plasma	Argônio 2,0 l/min.
Vazão de gás de proteção	Argônio e Hidrogênio 1,5 l/min.
Vazão de gás de transporte	Argônio 2,0 l/min.
Faixa de tensão	20,6 V a 23 V

4.3 Caracterização dos revestimentos

4.3.1 Inspeção Visual

A análise das amostras iniciou com a observação dos cordões a olho nu, avaliando-se qualitativamente o estado geral de acabamento superficial dos cordões, procurando descontinuidades superficiais tais como fissuras, trincas e poros.

A superfície dos cordões foi fotografada com câmera fotográfica digital com resolução de 2 MP⁴ para registro e comparação visual.

A penetração, largura e reforço para cada condição testada, foram medidas na seção transversal dos depósitos com a utilização de lupa escleroscópica, conforme Figura 4.3. A convexidade dos depósitos foi calculada através da relação Reforço / Largura ou $C=R/L$.

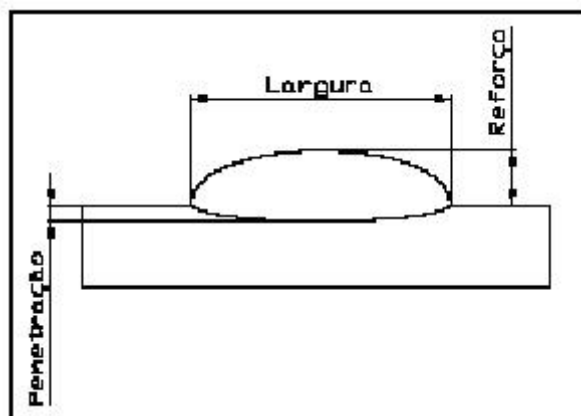


Figura 4.3: Dimensões da seção transversal de um depósito

4.3.2 Perfil de Microdureza

O perfil de microdureza mostra a dureza ao longo da seção transversal do depósito e possibilita uma primeira avaliação da variação das propriedades do revestimento ao longo de sua seção transversal. Através destes levantamentos pode-se de imediato comparar a influência dos parâmetros de processamento na diluição e na dureza dos depósitos, e conseqüentemente uma previsão de comportamento no ensaio pino sobre disco.

⁴Resolução da câmera, também conhecida como resolução do sensor digital, o número caracteriza a quantidade de pixels (pontos) que uma imagem digital tem por polegadas (medida mais difundida no mercado). É mensurado em megapixels (MP).

Para o levantamento de perfis de microdureza e subsequente análise metalográfica ao microscópio óptico, cada cordão foi seccionado na direção transversal à deposição desprezando os trechos onde é possível observar a abertura e o fechamento do arco. A seção foi feita na região central do cordão, por ser considerada a mais representativa. Cada amostra foi, em seguida, preparada para exame metalográfico através de embutimento a quente em baquelite, lixamento com lixas de grana 180, 260, 320, 400, 600 e 1200, sendo que o procedimento iniciava com a lixa de menor grana e terminava com a de maior grana e polimento com alumina 0,05 micra.

Os perfis de microdureza foram levantados com um microdurômetro Tukon, utilizando-se de um penetrador Vickers (pirâmide de diamante de 136°) e uma carga de 500 g (HV 0,5). Após a focalização e o ajuste do “zero” (interface revestimento / baquelite) pelo sistema ótico do microdurômetro, foram feitos 3 perfis de 20 identações cada por amostra, com espaçamento entre os perfis de 0,5 mm e entre identações de 0,25 mm, conforme representação esquemática apresentada na Figura 4.4. É considerada a microdureza de cada posição a média das medidas obtidas na mesma distância da superfície externa dos três grupos (ABNT..., 1981).

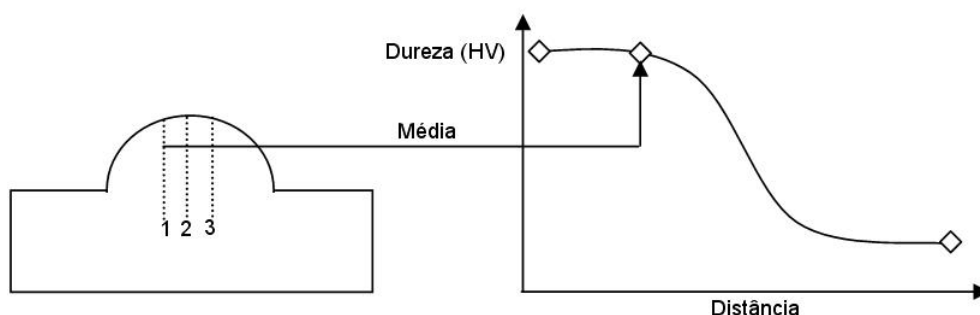


Figura 4.4: Representação esquemática do procedimento padrão de determinação do perfil de microdureza.

4.3.3 Análise da Microestrutura

Ataque químico das amostras, para revelar a microestrutura, foi realizado por imersão em uma solução específica para as ligas à base de Cobalto, conforme especificado na Tabela 4.4:

O tempo de ataque (imersão) é função da condição de cada revestimento, motivo pelo qual o ataque foi feito de forma intermitente em intervalos de 30 segundos para garantir a obtenção de um contraste adequado entre as fases para posterior avaliação microestrutural.

Tabela 4.4: Composição do ataque para revelação de microestruturas de ligas de Co (YAEDU, 2003)

Compostos	Quantidade
H ₂ O	15 ml
HNO ₃	15 ml
CH ₃ COOH	15 ml
HCL	60 ml

Seguido ao ataque químico as amostras foram analisadas por microscopia ótica, fornecendo uma visão geral sobre as microestruturas, permitindo caracterizar a microestrutura ao longo secção transversal dos cordões, além de avaliar as porcentagens de fase presentes.

Posteriormente, através do uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) realizou-se análise detalhada da microestrutura.

Além do aspecto geral da microestrutura, foi avaliada a proporção das fases recorrendo ao software *Image Pro Plus* (Figura 4.5) e determinação do espaçamento interdendrítico pelo método linear através do AutoCAD.

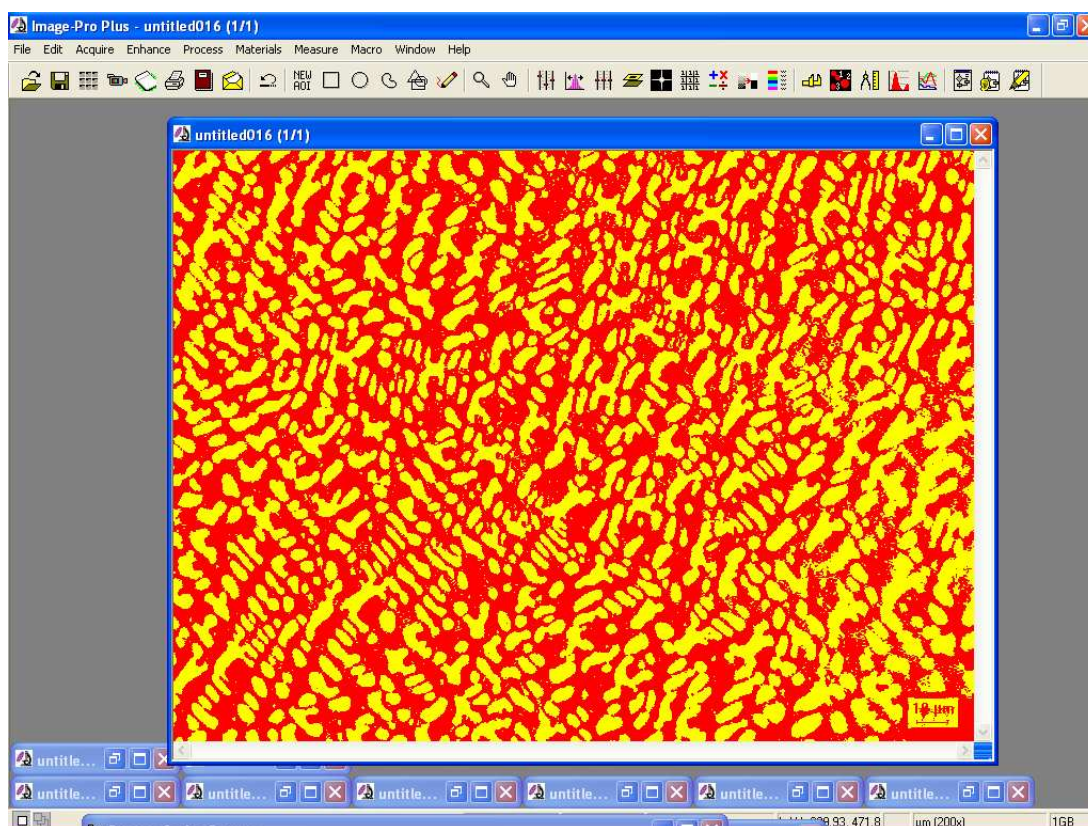


Figura 4.5: Imagem da tela de contagem de proporção das fases - Software *Image Pro Plus*

4.3.4 Diluição

A diluição representa um dos parâmetros fundamentais nas características e no desempenho em serviço de um revestimento, uma vez que reflete alterações na composição química original da liga depositada. Como o material do revestimento possui uma composição química e propriedades mecânicas bastante distintas do substrato, a diluição acarreta na alteração dessas características. Sendo o objetivo do *hardfacing* obter uma camada de revestimento duro, neste caso de Stellite 6, sobre um substrato, quanto maior for a diluição, mais longe estarão tais propriedades do revestimento em relação às propriedades nominais da liga original. Desta forma, é necessário haver um controle rígido da diluição, procurando mantê-lo no menor patamar possível, desde que haja uma ligação metalúrgica adequada do revestimento com o metal base (YAEDU, 2003).

Para quantificar a diluição dos cordões foi utilizado o método das áreas, que representa a participação do substrato na formação do cordão, e está esquematizado na Figura 4.6.

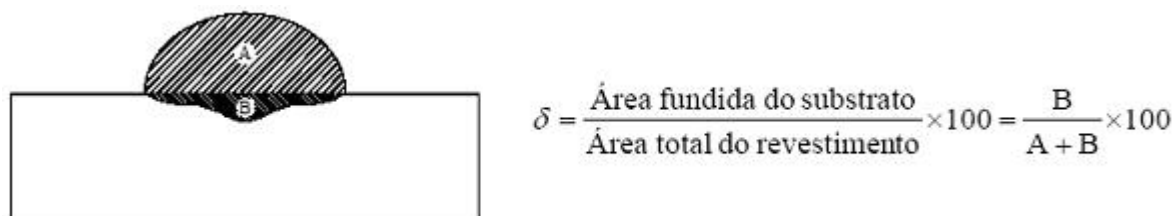


Figura 4.6: Esquema de medição de diluição

Neste trabalho obteve-se uma macrografia de uma seção de cada cordão, utilizando máquina digital acoplada a uma lupa escleroscópica. As áreas foram medidas usando o programa AutoCAD. Delineando o contorno das áreas de interesse sobre a imagem da seção do cordão, o programa calcula as áreas requisitadas.

4.3.5 Ensaio de Desgaste

A avaliação da resistência ao desgaste dos depósitos foi executada num equipamento denominado de Pino sobre Disco (Figura 4.7). Este tipo de equipamento recebe este nome porque o contato de desgaste é feito entre um pino fixo e um disco girante. Sobre o pino é colocada uma carga, e ao disco é acoplado um motor elétrico que o faz girar a uma velocidade controlada.

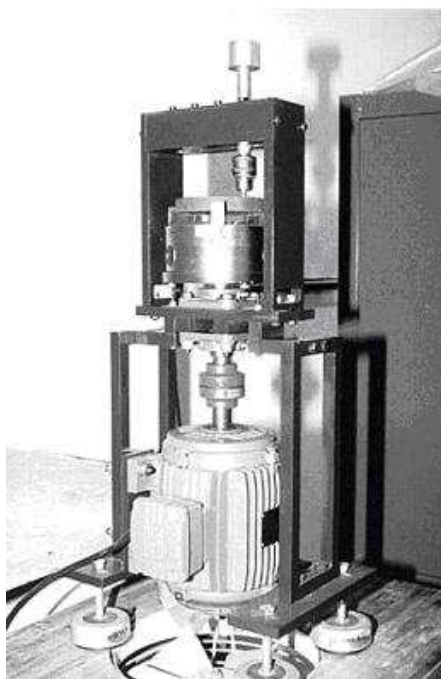


Figura 4.7: Visão geral do equipamento pino sobre disco

Os corpos de prova para o ensaio pino-sobre-disco foram retirados dos depósitos através de usinagem por eletro-erosão a fio (EWC), de maneira a se obter pinos com 3 mm de diâmetro. Esta dimensão foi adotada em função da largura dos cordões.

Foi utilizado para estes ensaios, um disco de aço AISI 4340 temperado e revenido, com dureza de 58 HRC.

Foram testados vários níveis de severidade de desgaste, conforme Tabela 4.5:

Tabela 4.5: Condições de ensaio pino sobre disco

Lubrificação	Carga
ISO 100	5 kg
ISO 10	5 kg
Sem Lubrificante	2 kg

A duração do ensaio foi estabelecida em termos das distâncias percorridas, 1000 m e 3000 m a uma velocidade de 2 m/s.

Os resultados foram avaliados em termos de perda de massa, subtraindo a massa final da massa inicial de cada pino. Para tanto, empregou-se uma balança de precisão de quatro casas decimais (0,0001g) para fazer as medições.

4.3.6 Exposição à alta temperatura

Com o intuito de se obter uma avaliação preliminar quanto a estabilidade dos revestimentos modificados pela adição de WCoC, os depósitos realizados com intensidade de corrente a 150 A foram expostos à temperatura de 850 °C por 2h30min.

Para avaliar o resultado desta exposição à alta temperatura, a amostra foi submetida à microscopia ótica, seguindo os processos de preparação já descritos neste trabalho. Nesta análise, procurou-se verificar a ocorrência de precipitados e outras alterações na microestrutura. Na seqüência, foi realizado o ensaio de microdureza vickers, onde os valores de dureza obtidos antes e após a exposição à alta temperatura podem ser correlacionados à estabilidade da liga, e a deterioração ou não de suas propriedades a altas temperaturas.

4.3.7 Difração de Raio-X

O ensaio de difração de Raio-X será feito para verificar se houve ou não a modificação dos carbonetos das ligas em pó originais. Os difratogramas devem indicar se os carbonetos foram ou não dissolvidos nos revestimentos. As amostras foram preparadas e posteriormente avaliadas no equipamento de análise de difração de Raio-X do Departamento de Física da Universidade Federal do Paraná.

5 Resultados e Discussões

5.1 Análise qualitativa do aspecto geral e geometria dos cordões

Como resultado das deposições das ligas Stellite 6 como recebidas e modificadas pela adição de WCoC, observam-se cordões contínuos e uniformes com bom acabamento, além ausência de falhas de soldagem que possam ser visualmente identificadas.

A seção transversal permite verificar a ausência de descontinuidades nos cordões, assim como a completa união metalúrgica do metal de adição e o substrato (Figura 5.1).

A qualidade superficial dos cordões poderia ser aprimorada através da otimização dos parâmetros de deposição. Para o início e final do cordão, poderia se utilizar recursos tais como ajuste das rampas de ascensão e declínio de corrente (DIAZ, 1999; SANTOS, 2003).

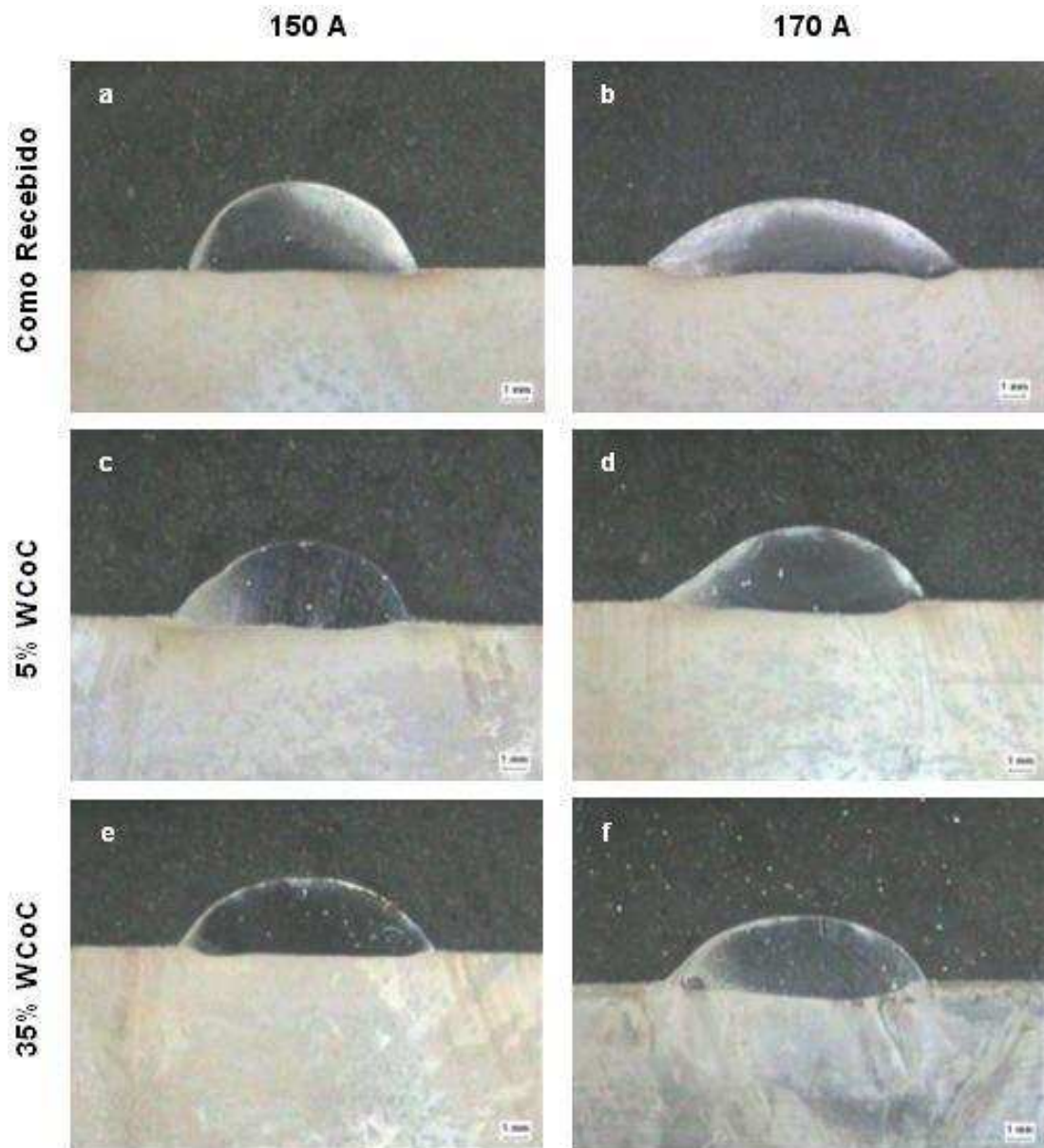


Figura 5.1: Seção transversal dos cordões de Stellite 6 (a) como recebido 150 A; (b) como recebido 170 A; (c) 5% WCoC 150 A; (d) 5% WCoC 170 A; (e) 35% WCoC 150 A; (f) 35% WCoC 170 A

É possível observar ainda que, para a mesma taxa de deposição, os cordões depositados com correntes de 170 A resultaram em cordões mais largos e de altura de reforço menor quando comparados aos depositados com correntes de 150 A. Isto se explica pelo maior aporte térmico, de onde se pode esperar também um maior valor de diluição para correntes mais elevadas (YAEDU, 2003).

Outro fator que afetou a variação na geometria foi a porcentagem de WCoC adicionados. Conforme observado, as ligas com menores concentrações de WCoC produziram cordões mais estreitos quando comparados as aquelas modificadas pela adição de 5% e 35% do carboneto. Este comportamento pode ser associado à molhabilidade característica do WCoC em aços e ferros fundidos (RONG; YEHUA; DEHONG, 2003).

Na Tabela 5.1 estão apresentados dados referentes às dimensões e convexidade dos cordões, medidos em suas seções transversais. A convexidade, calculada como a relação entre a largura e o reforço, é um parâmetro quantitativo que indica o ângulo de ataque da poça de fusão. Este ângulo tem suma importância para a prevenção de defeitos de soldagem quando da deposição de vários cordões com sobreposição, uma vez que uma convexidade excessiva causa porosidade e falta de fusão (SANTOS, 2003).

Tabela 5.1: Características dimensionais e convexidade (mm)

Amostra	Largura	Penetração	Reforço	Convexidade
CR 150 A	10,35	0,3	3,96	0,38
5% 150 A	11,26	0,39	3,72	0,33
35% 150 A	11,7	0,46	3,38	0,29
CR 170 A	14,5	0,63	3,1	0,21
5% 170 A	13,43	0,56	3,49	0,26
35% 170 A	11,88	0,88	3,02	0,25

Os resultados obtidos são um indício da manutenção da soldabilidade da liga Stellite 6, mesmo quando adicionada de 35% de WCoC e depositada a 150 A.

5.2 Diluição

Os resultados de diluição pelo método das áreas estão apresentados na Tabela 5.2. Os resultados mostram o efeito do maior aporte térmico provido por intensidades de corrente maiores, em se mantendo a taxa de alimentação constante. Maiores taxas de corrente produzem maiores valores de diluição.

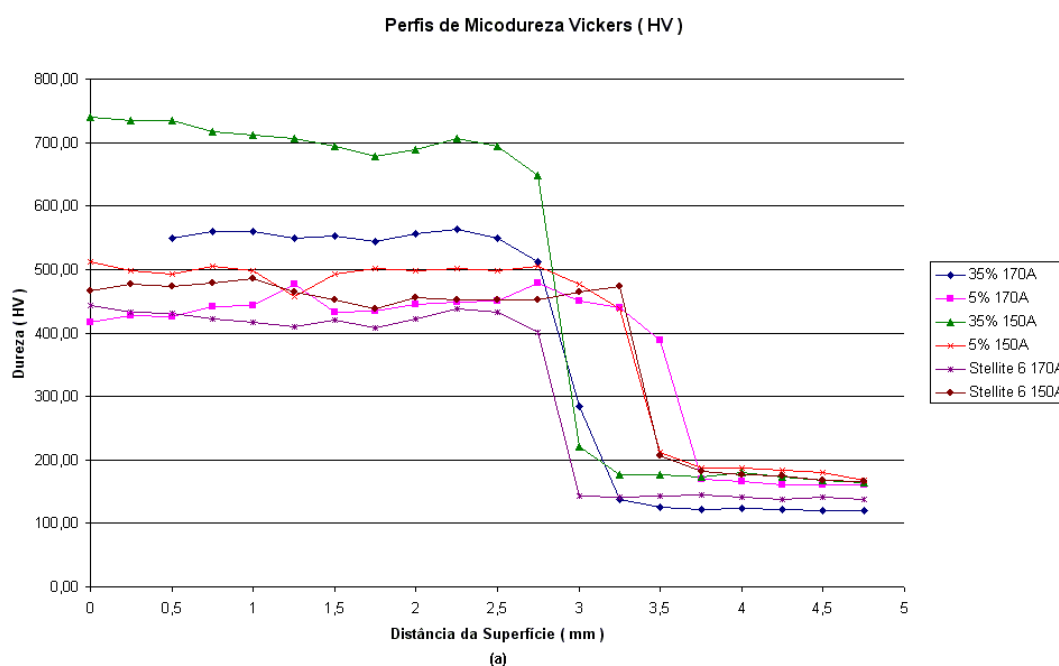
Tabela 5.2: Valores de diluição por penetração para as diferentes amostras

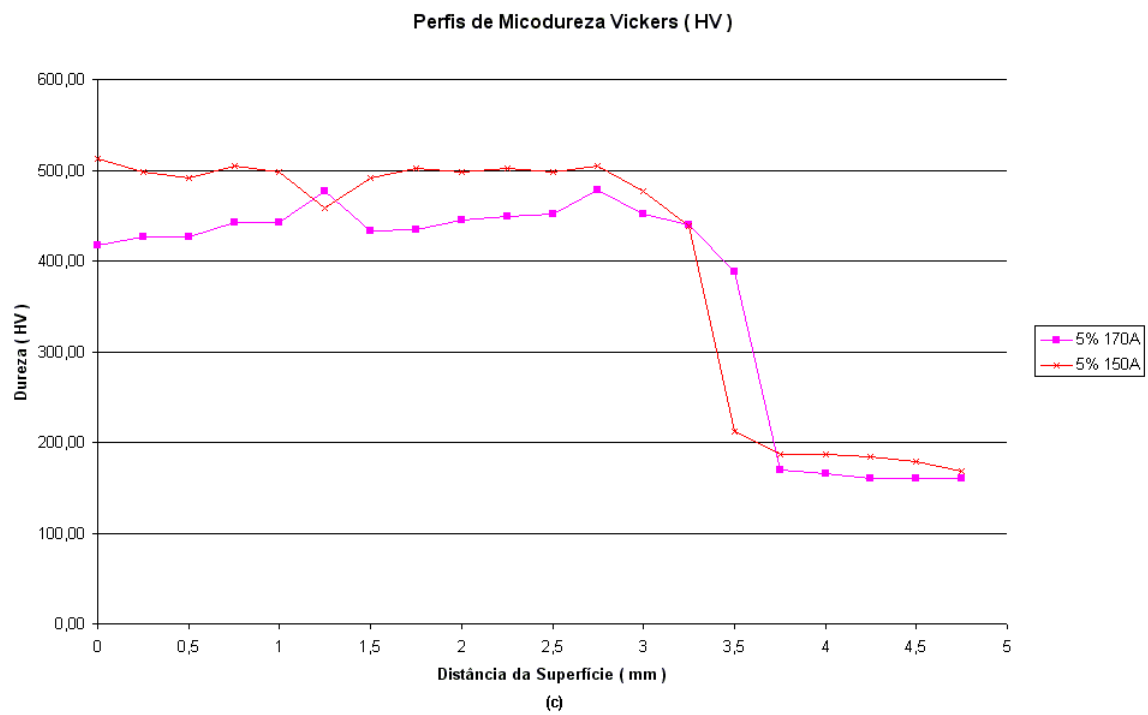
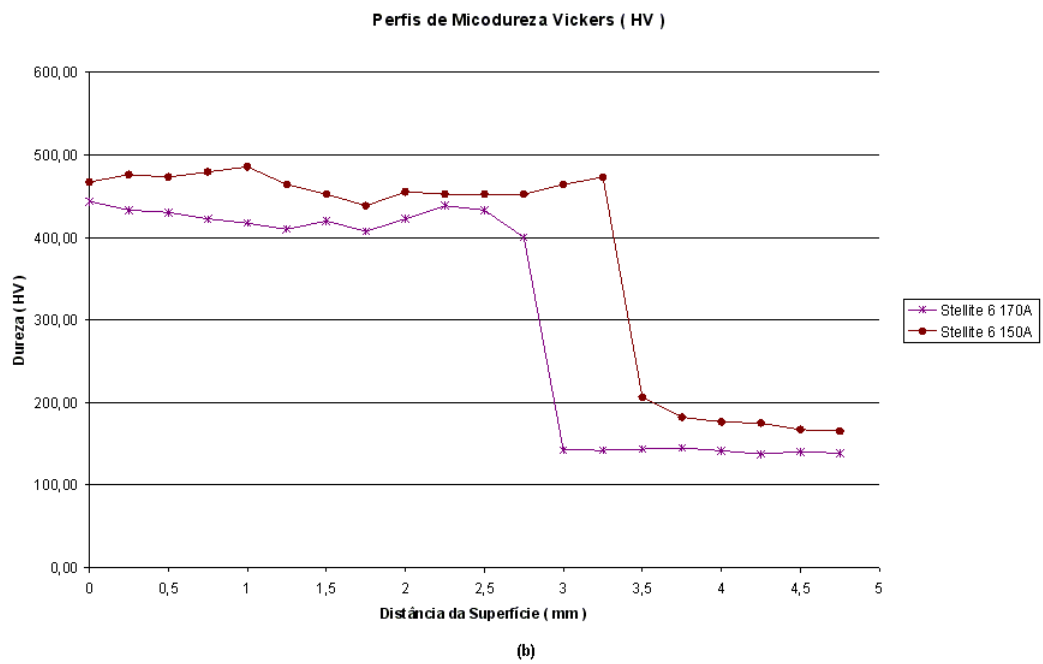
	Amostra	Diluição
150 A	Como Recebido 150 A	3%
	5% 150 A	9%
	35% 150 A	8%
170 A	Como Recebido 170 A	12%
	5% 170 A	14%
	35% 170 A	18%

Observa-se também um aumento nos valores de diluição com o aumento na participação de WCoC em massa na amostra. Uma hipótese é a de que os carbonetos finamente dispersos, e de baixa condutividade térmica, retenham a energia aportada na forma de calor, e a libere durante o resfriamento por condução e radiação às partículas mais próximas, aumentando o aporte de calor em relação ao imposto inicialmente.

5.3 Perfis de microdureza

A dureza de um revestimento é consequência de sua microestrutura e de sua composição química, sendo ambas dependentes dos parâmetros de processamento, uma vez que estes afetam a taxa de solidificação e o nível de diluição. Sendo a resistência ao desgaste por deslizamento função direta da dureza do material (ASM..., 1998), a análise dos perfis de microdureza das seções transversais das amostras (Figura 5.2) fornece um dado de extrema importância para a caracterização do material.





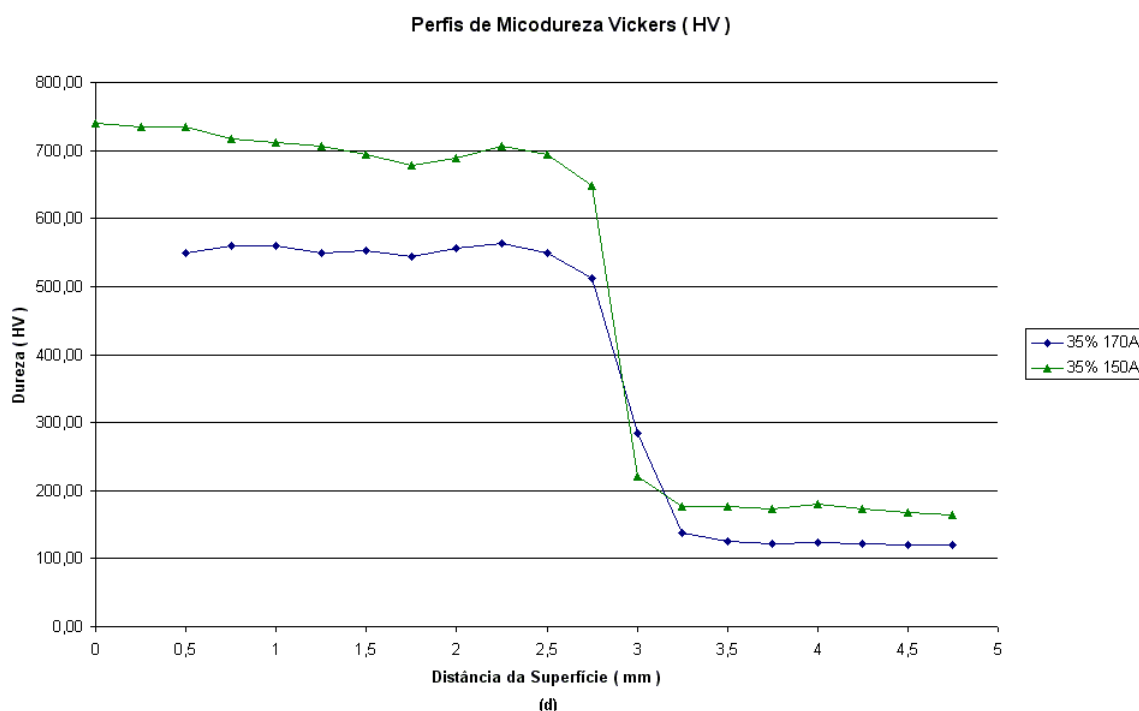


Figura 5.2: Distância da superfície x Dureza Vickers (HV) - (a) Comparativo geral; (b) Stellite 6 não modificado; (c) Stellite 6 + 5% WCoC ; (d) Stellite 6 + 35% WCoC.

Embora haja variação na geometria da seção transversal dos cordões, o número de impressões foi sempre igual a 20, garantindo dessa forma a varredura completa do revestimento e da zona de transição do revestimento ao substrato.

Observa-se que os valores de dureza permanecem praticamente constantes na região do revestimento, apresentando uma queda súbita, caracterizando o início do material do substrato.

Nota-se que, para uma mesma composição, a diferença dos valores de dureza das amostras após processamento com intensidades de corrente de 150 A e 170 A é menos pronunciada para menores quantidades de WCoC, sugerindo uma sensibilidade maior aos parâmetros de processamento das ligas mais ricas em WCoC.

Ainda, os baixos valores de diluição, obtidos através das altas concentrações de energia providas pelo processo de PTA, explicam a queda súbita nos perfis de microdureza, confirmando o fato de que há pouco metal base fundido participando no metal de adição, ou seja, pouca variação na composição química do metal de revestimento.

Como esperado, revestimentos processados com correntes de maior intensidades produziram valores de dureza menores, que podem ser correlacionados com estruturas mais grosseiras e maiores diluições dos revestimentos esperados para estes parâmetros (MARCONI; MARCONI, 2002; HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991; BAPTISTA; NASCIMENTO, ; YAEDU, 2003; SANTOS, 2003).

Ainda, ligas com maiores concentrações de WCoC produziram maiores valores de dureza, sugerindo uma maior dissolução dos carbonetos, além de alterações que aproximam a liga do ponto eutético, ou seja, um aumento na proporção de região interdendrítica, de acordo com o diagrama pseudo-binário Co- M_7C_3 (Figura 5.3).

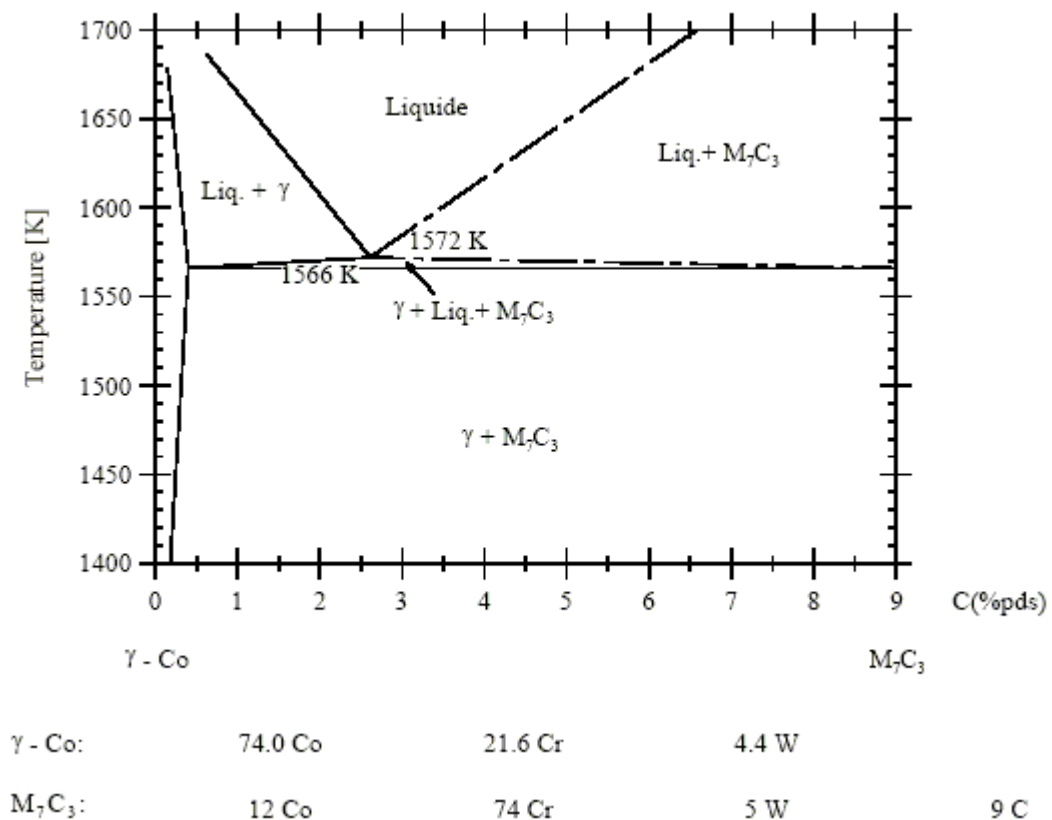


Figura 5.3: Representação esquemática do diagrama pseudo-binário Co- M_7C_3 (YAEDU, 2003)

Para as amostras de Stellite 6 não modificadas, os valores médios de dureza nos revestimentos ficaram próximos aos valores nominais de dureza sugeridos pelo fabricante (Tabela 5.3), e podem ser relacionados com os baixos valores de diluição esperados para o processo de PTA, ou seja, um mínimo de participação do metal do substrato no revestimento. Isto mostra que apesar do acabamento superficial poder ser melhorado, os parâmetros de processamento utilizados estão adequados.

Tabela 5.3: Dados de dureza segundo o fabricante (DELORO...,)

Forma de Deposição	Condição	Temperatura		Dureza	
		°F	°C		
PTA	Como depositada	77	25	HV	400
PTA	Como depositada	392	200	HV	350
PTA	Como depositada	752	400	HV	285
PTA	Como depositada	1112	600	HV	243
PTA	Como depositada	1472	800	HV	150
PTA	Como depositada	1832	1000	HV	50

Nas amostras com adição de 5% de WCoC, nota-se um aumento no valor da dureza na ordem de 10% no revestimento depositado com intensidade de corrente de 150 A em relação à liga stellite 6 como recebida depositada com os mesmos parâmetros.

Para as amostras com adição de 35% de WCoC, o aumento dos valores de micro-dureza, quando comparado à liga adicionada de 5% de WCoC, ficou na ordem de 10% em se tratando da liga depositada com intensidade de corrente de 170 A, e no caso da liga depositada com 150 A na ordem de 50%. Se comparada à liga como recebida, estes aumentos assumem as ordens de, respectivamente 25% e 70%. A variação dos valores de dureza em relação a intensidade de corrente para esta amostra ficou na ordem de 200 HV.

Tais constatações ilustram os efeitos da intensidade de corrente e da adição de carbonetos à liga original, sendo que os maiores valores de dureza foram alcançados adicionando-se 35% de WCoC à liga como recebida, e depositando-a com intensidade de corrente de 150 A, ou seja, a liga com maior quantidade de WCoC adicionada e depositada com a menor intensidade de corrente testada neste trabalho.

Comparando estes valores com aqueles apresentados na literatura para a liga à base de Cobalto comercialmente conhecida por Stellite 1, a qual apresenta maior percentual de Carbono e Tungstênio que a liga Stellite 6, mas que apresenta pior soldabilidade (YAEDU, 2003; SANTOS, 2003), verificou-se mais um indício quanto à verificação da proposta deste trabalho, que é o de alterar a liga Stellite 6 através da adição de WCoC, buscando melhorar a resistência ao desgaste mantendo a soldabilidade.

5.4 Análise da Microestrutura

As Figuras 5.4 e 5.5 mostram a microestrutura dos revestimentos de Stellite 6 como recebido e modificado pela adição de 5% e 35% em peso de uma fina dispersão de WCoC, depositados com intensidades de corrente de 150 A e 170 A, nas regiões próxima à superfície e linha de fusão.

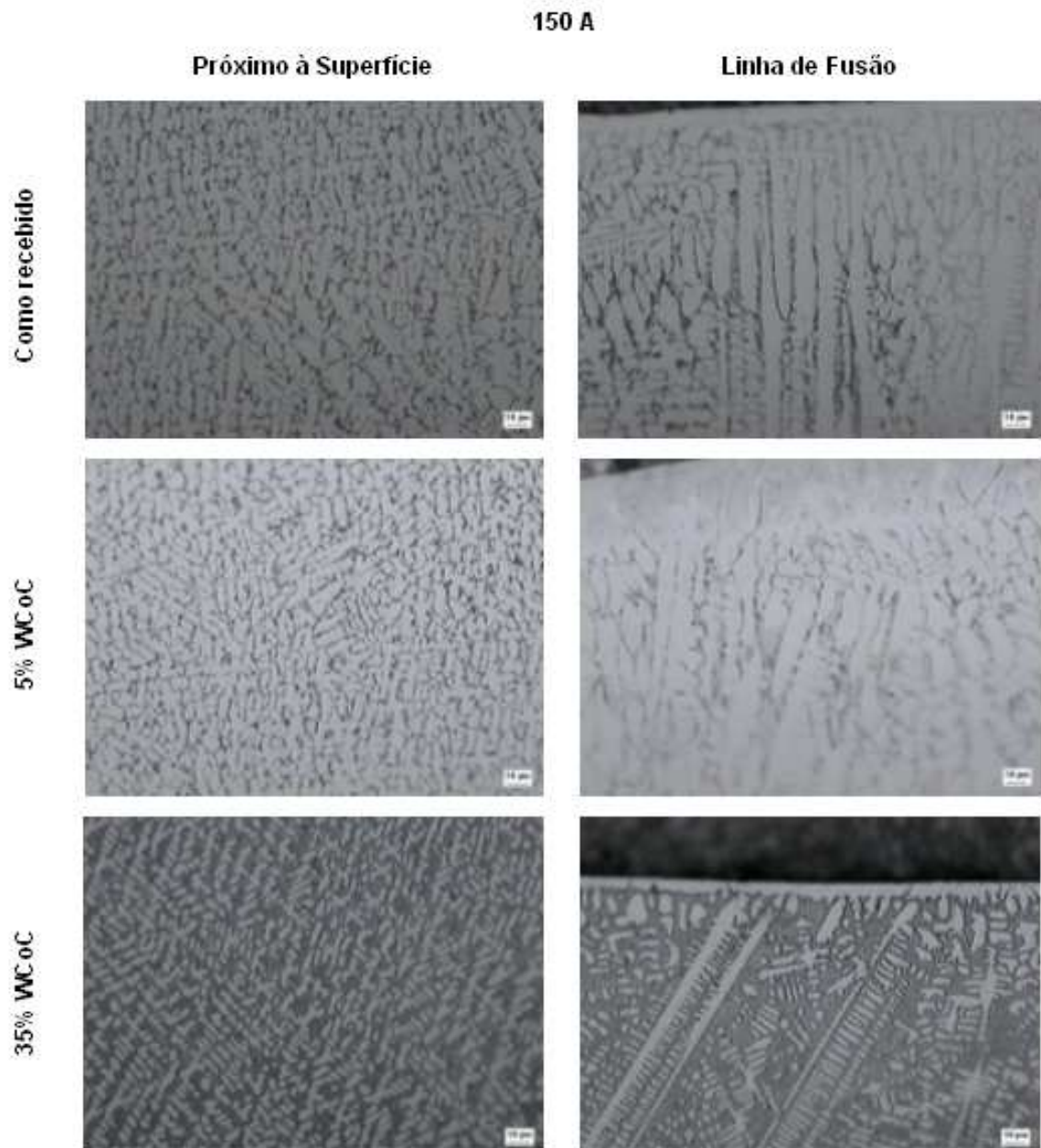


Figura 5.4: Microestruturas dos depósitos realizados com intensidade de corrente de 150 A - 500X

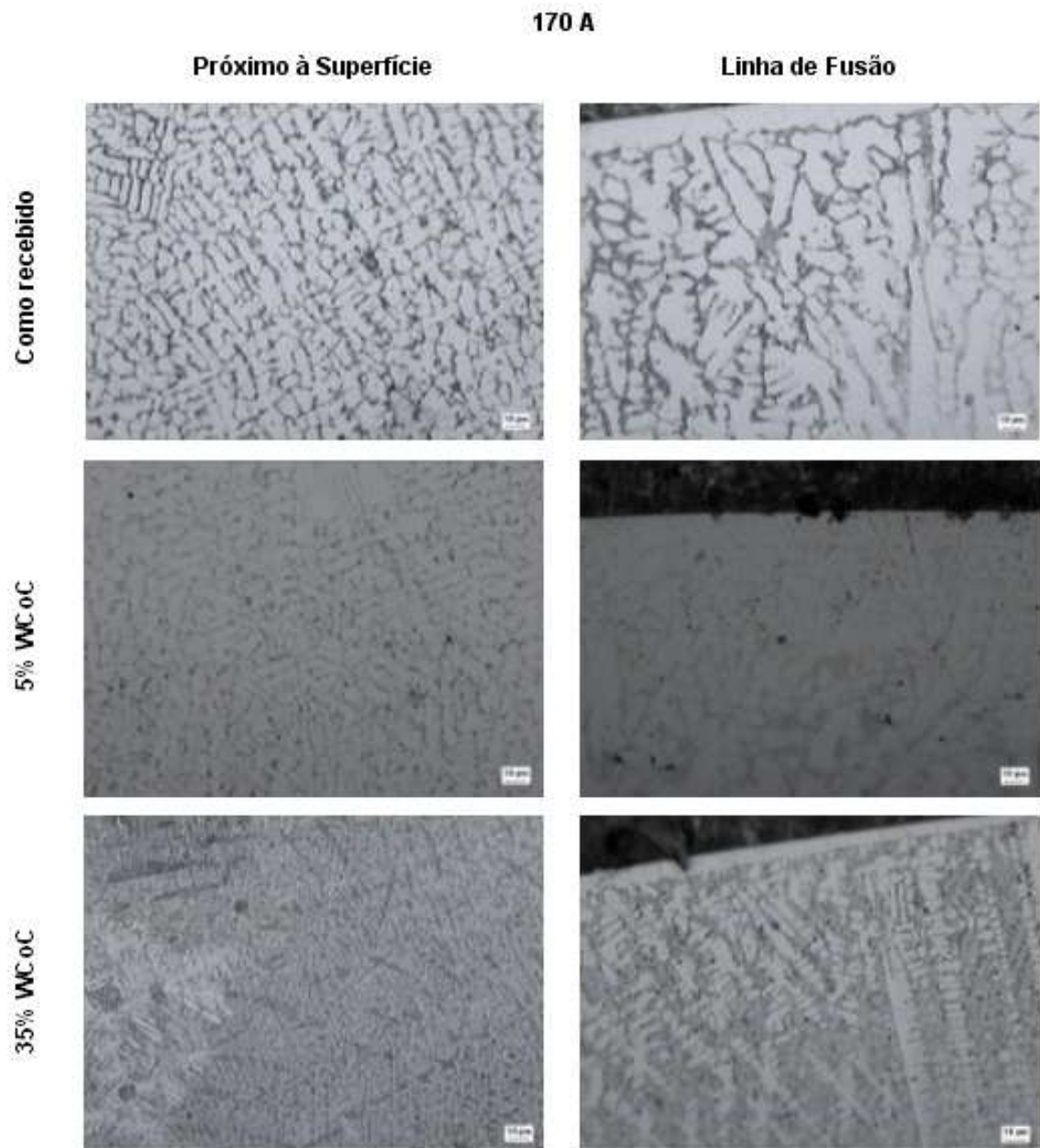


Figura 5.5: Microestruturas dos depósitos realizados com intensidade de corrente de 170 A - 500X

Em todas elas a microestrutura é hipoeutética típica de fusão, com dendritas primárias de uma solução sólida de cobalto CFC, rodeado pelo eutético interdendrítico (Figura 5.3).

Outro aspecto comum a todas as amostras é a linha de fusão bem definida, ao contrário do observado em revestimentos obtidos por outros processos de soldagem (CROOK, 1991; DAVIS, 1993; FOLTRAN, 2000; LINNERT, 1994). Observa-se também, a partir da linha de fusão, uma frente de crescimento planar associada à região onde o super-resfriamento térmico prevalece, passando a ter um crescimento colunar dendrítico à medida que este dá lugar ao super-resfriamento constitucional, e por fim crescimento dendrítico, quando o super-resfriamento constitucional é responsável pelo desenvolvimento da microestrutura (PORTER; EASTERLING, 1980).

Nota-se também que as estruturas obtidas com intensidade de corrente de 150 A (Figura 5.4) são mais refinadas do que as de 170 A (Figura 5.5). Tal variação é devida ao maior aporte térmico provido pela intensidade de corrente de 170 A, que para as mesmas condições de resfriamento, impõe um resfriamento mais lento, favorecendo a difusão atômica.

A variação de refino acontece ainda dentro da mesma estrutura, pois nota-se um maior refinamento próximo à superfície externa do que na região da linha de fusão. Apesar da maior parte do calor ser perdida por condução, as perdas por convecção e radiação foram suficientes para produzir uma microestrutura mais refinada na superfície que no centro do cordão (YAEDU, 2003).

Tais variações no refino são confirmadas pelas medidas de espaçamento interdendrítico (Figura 5.6), que apresenta os valores medidos próximos à superfície e juntos à linha de fusão, obtidos através de metalografia quantitativa para as amostras depositadas a 150 A e 170 A, medido entre a superfície e a linha de fusão.

Como resultado, observa-se um maior refino para os depósitos realizados com intensidade de corrente de 150 A, assim como para a região próxima a superfície, confirmando a análise visual realizada através das micrografias.

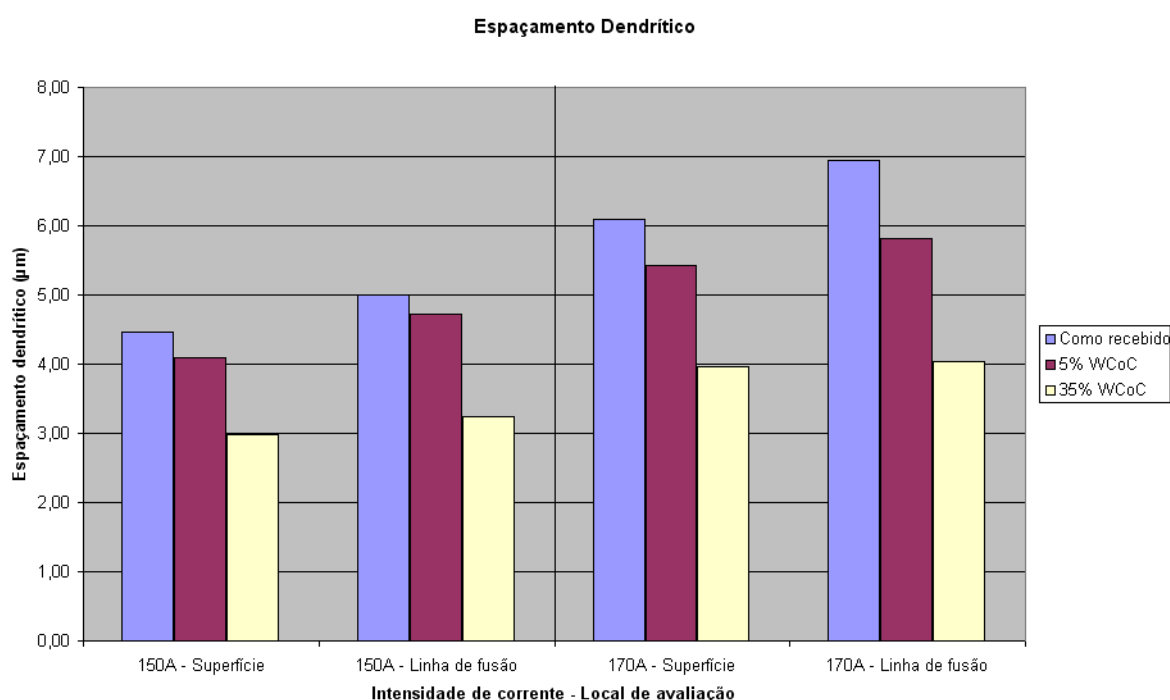


Figura 5.6: Medidas de espaçamento interdendrítico (μm)

Outro ponto a ser considerado é o aumento da região interdendrítica com o aumento da quantidade de WCoC adicionada a liga Stellite 6, o que explica os maiores valores de microdureza para os depósitos adicionados com 35% de WCoC. Sendo a região interdendrítica formada essencialmente de carbonetos de Cromo e Tungstênio, o aumento da porcentagem em peso de WCoC na liga original favorece o aparecimento de uma maior proporção de regiões interdendríticas na liga, quando esta retém os carbonetos dissolvidos sem se desestabilizar. As proporções de fases das amostras são apresentadas na Tabela 5.4.

Tabela 5.4: Proporção de fases para as condições testadas

Amostra	Dendrítica	Interdendrítica
CR - 150A	64%	36%
CR - 170A	74%	26%
5% - 150A	65%	35%
5% - 170A	77%	23%
35% - 150A	44%	56%
35% - 170A	55%	45%

Um fato chama a atenção : nenhuma das amostras apresentou precipitação de carbonetos. Isto indica que, tanto a liga suportou a dissolução das adições da fina dispersão de WCoC em diferentes porcentagens, sem se desestabilizar, e que a energia fornecida pelo processo de PTA foi suficiente para fundir e dissolver a fina dispersão de WCoC adicionada à liga Stellite 6.

A exceção foi a liga Stellite 6 com adição de 5% de WCoC depositada a 170 A. A imagem obtida através de microscopia de varredura eletrônica com captação de elétrons secundários (Figura 5.7) mostra, que para esta condição observam-se partículas de WCoC não dissolvidas.

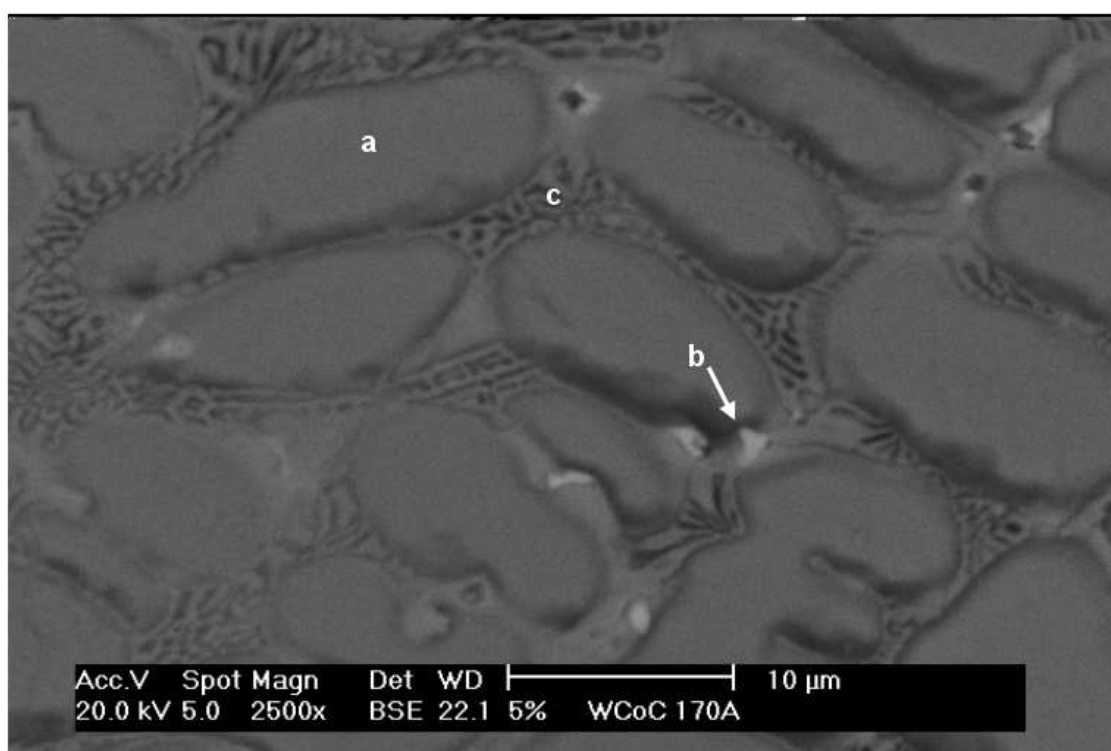


Figura 5.7: MEV (elétrons secundários) - Stellite 6 + 5% WCoC 170 A 2500x. (a) Dendrita - Solução sólida rica em Co; (b) Carboneto não dissolvido; (c) Região interdendrítica - Eutético

A liga com adição de 35% de WCoC depositada com intensidade de corrente de 150 A, foi que apresentou os maiores valores de microdureza.

Estes valores são atribuídos ao refino da estrutura, da baixa diluição e da grande quantidade de regiões interdendríticas observadas (Figura 5.4 e Tabela 5.4), proporcionados pelo método em conjunto com os parâmetros de processo.

Para este depósito, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) revela uma região interdendrítica aparentemente densa com grande número de contornos de fase, con-

forme mostrado na Figura 5.8.

Tais constatações são relacionáveis aos elevados valores de microdureza obtidos no levantamento do perfil deste revestimento.

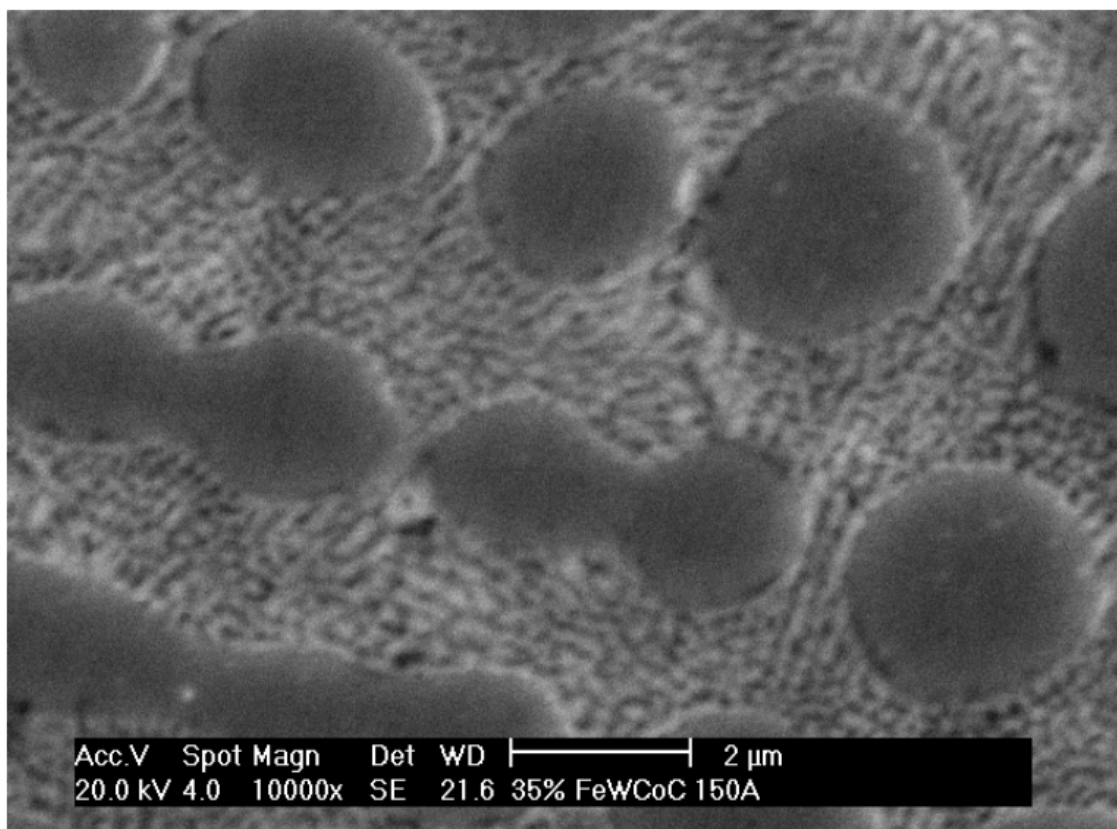


Figura 5.8: MEV - Stellite 6 + 35% WCoC 150 A 10000x

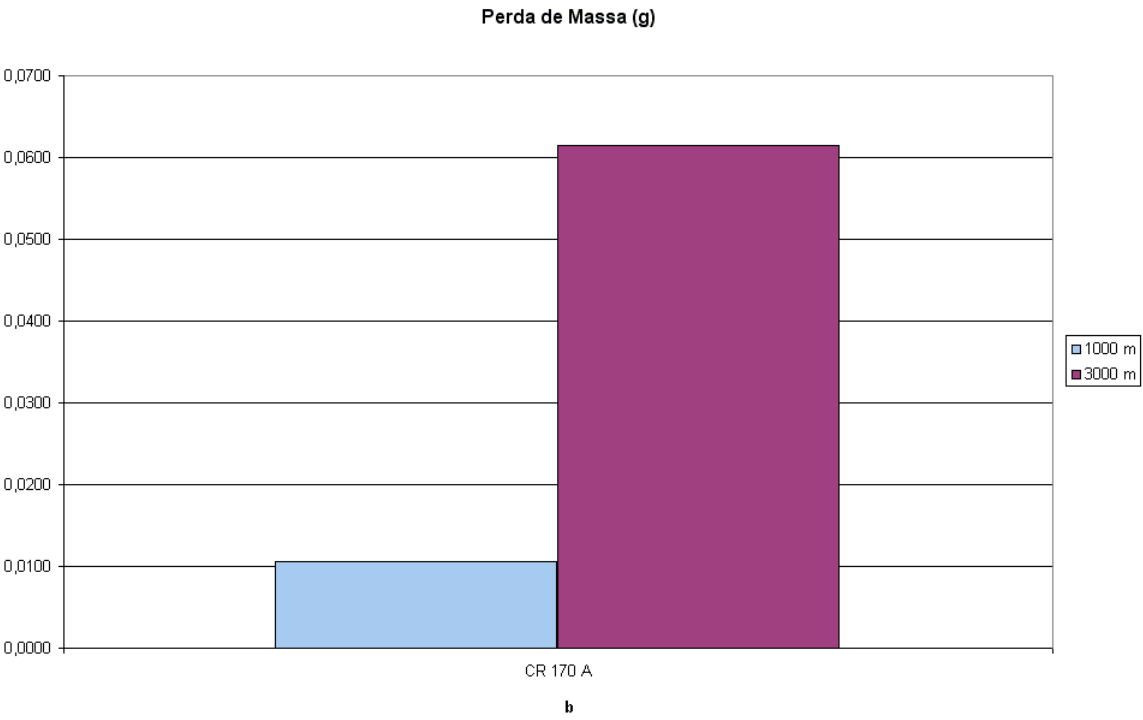
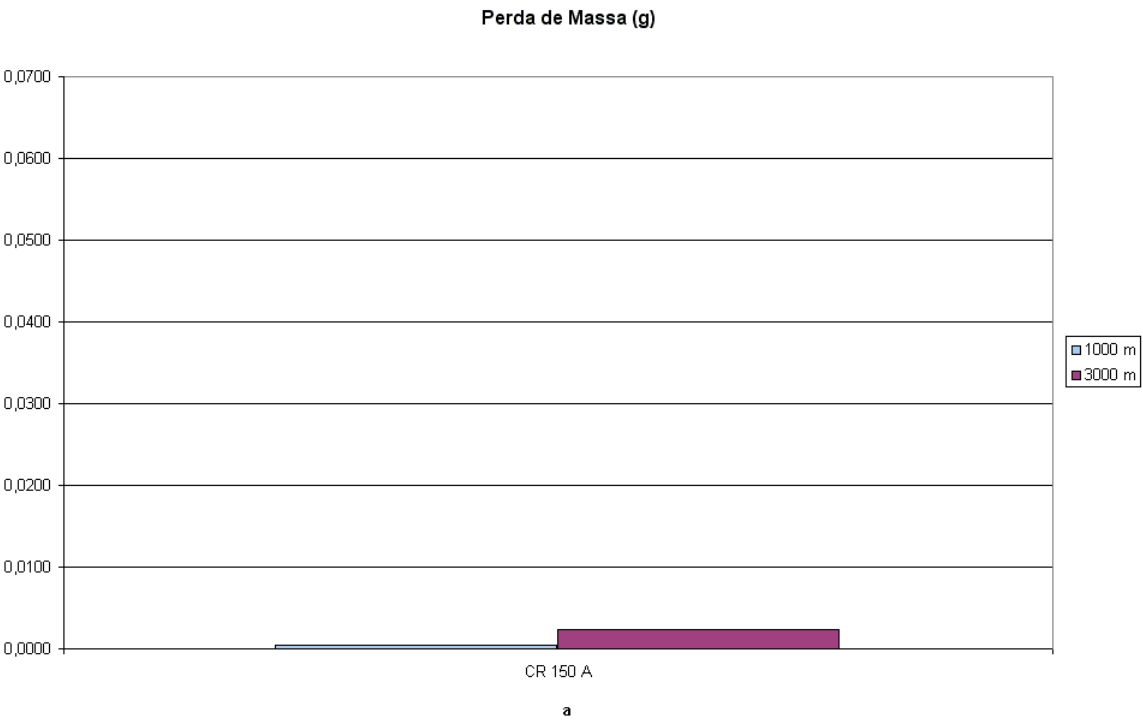
5.5 Ensaio de Desgaste

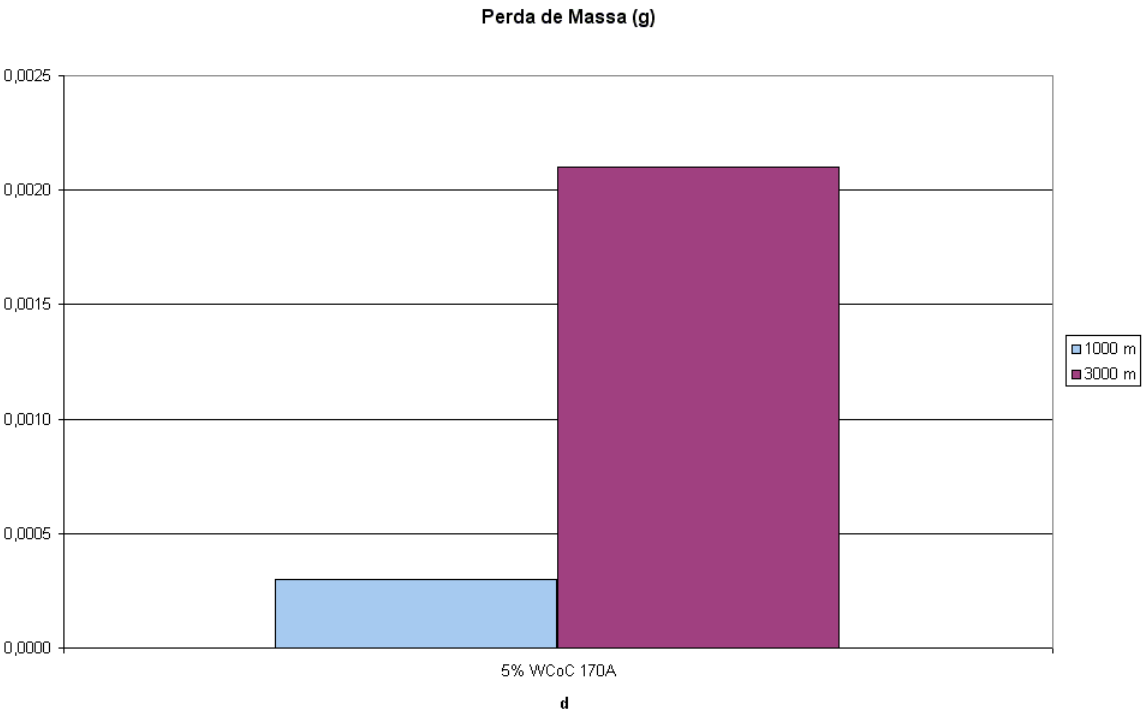
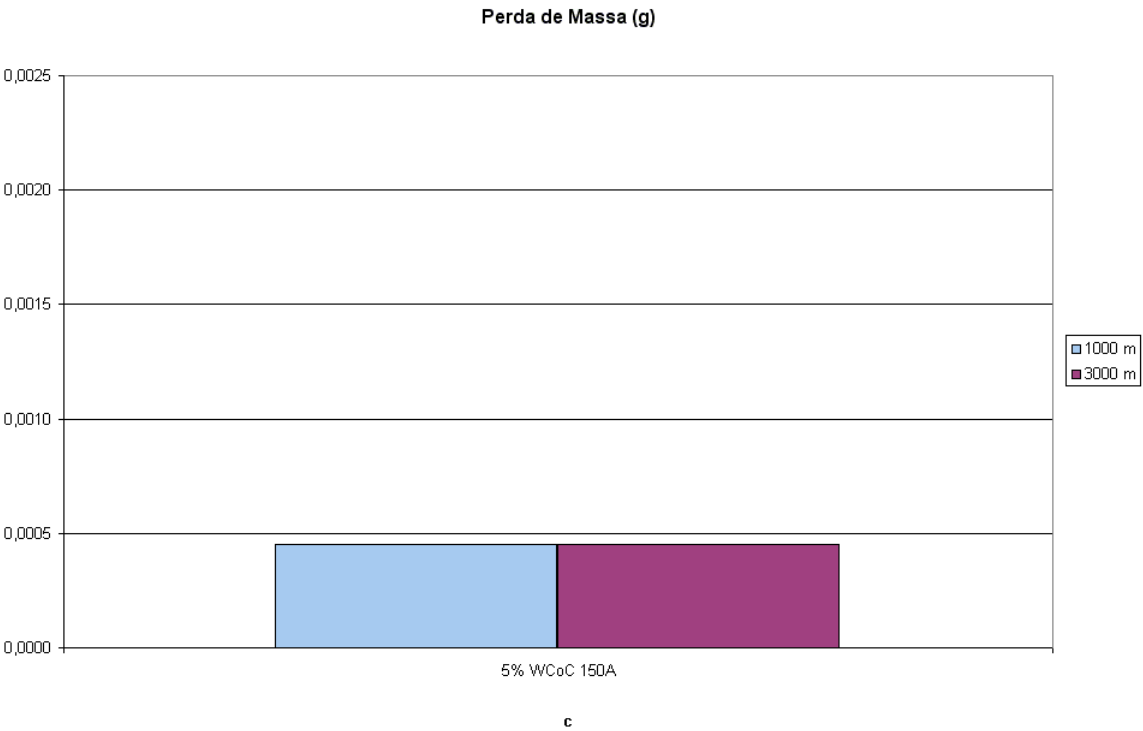
Nos ensaios inicialmente realizados com lubrificante de alta viscosidade (ISO 100) e carga de 5 kg, não foram registradas perdas de massa, ou seja, não houve desgaste.

Nos ensaios seguintes, a viscosidade do óleo lubrificante foi reduzida (ISO 10), e neste ensaio também não foi identificada perda de massa nas amostras.

Assim, optou-se por impor uma condição mais severa de desgaste aos pinos, onde estes foram testados sem lubrificante e com uma carga de 3 kg.

Um comparativo das perdas de massa de cada amostra em função da distância é apresentado na Figura 5.9.





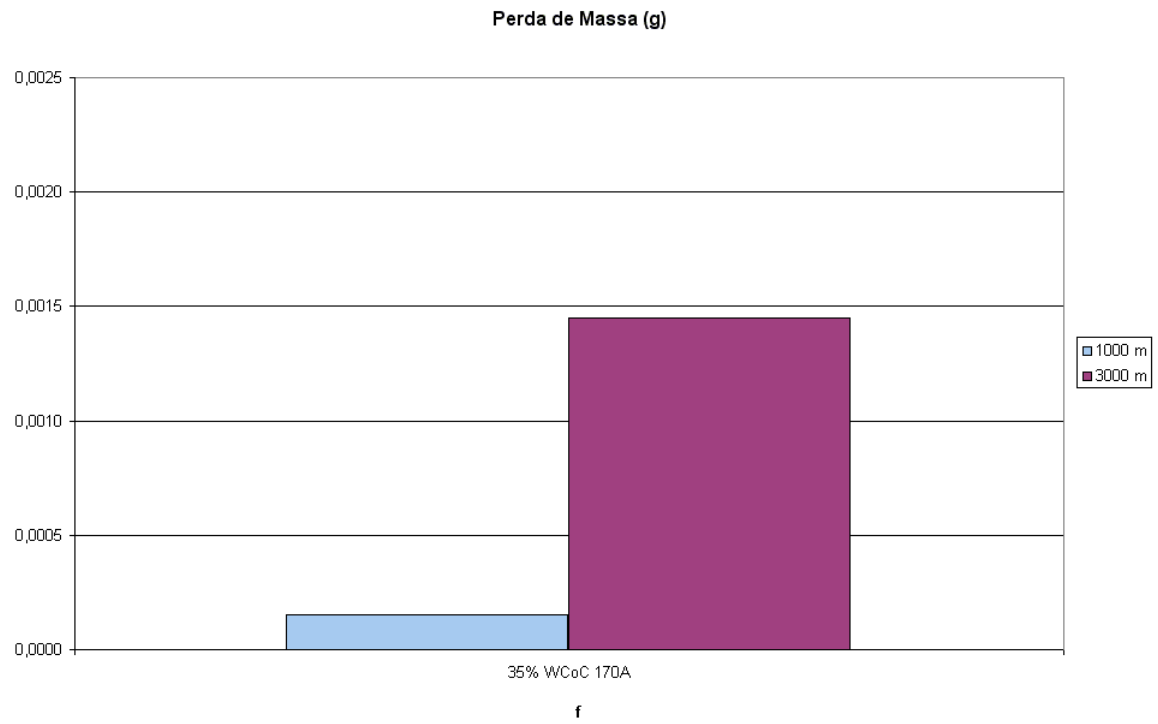
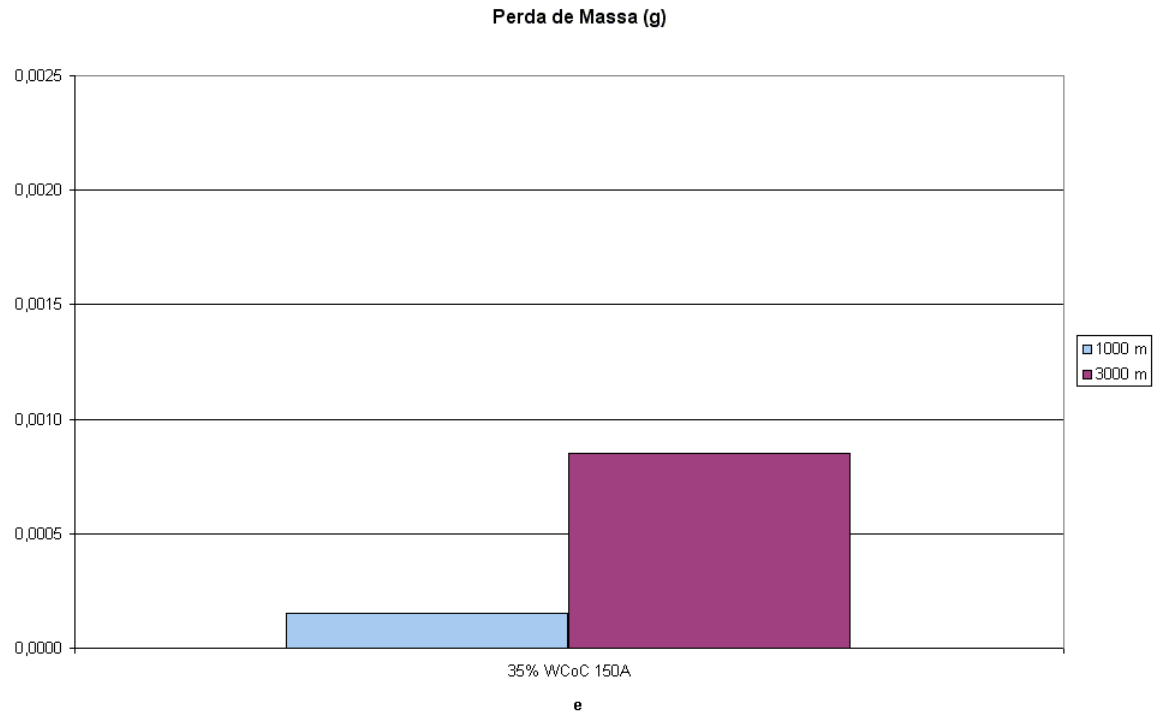


Figura 5.9: Perda de massa. (a) Como Recebido (CR) 150A; (b) Como Recebido (CR) 170A; (c) 5% WCoC 150A; (d) 5% WCoC 170A; (e) 35% WCoC 150A; (f) 35% WCoC 170A.

Observa-se que com o aumento da distância, aumenta-se a perda de massa dos pinos (HUTCHINGS, 1992; SANTOS, 2003) confirmando a previsão da literatura. Exceto para a amostra com de Stellite 6 com adição de 5% de WCoC processada a 150 A. Este desvio experimental é atribuído eventual diferença nas áreas de contato da superfície dos pinos.

Os resultados sugerem que os revestimentos processados com intensidade de corrente de 150 A produzem revestimentos com melhor resposta ao desgaste por deslizamento do que os processados com 170 A (Figura 5.9). Este resultado é atribuído às menores diluições e as estruturas mais refinadas obtidas com intensidades de corrente de 150 A, que produzem maiores valores de dureza no revestimento processado.

O efeito da adição/dissolução dos carbonetos pode ser observado na Figura 5.10.

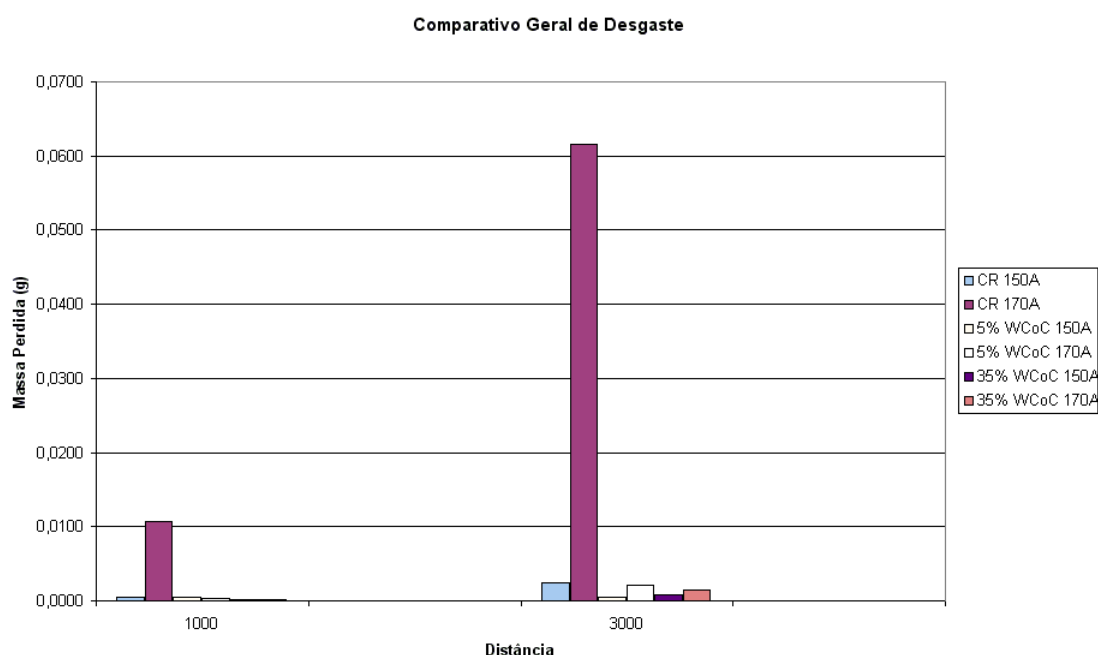


Figura 5.10: Comparativo geral da perda de massa.

Ainda, as amostras com concentrações mais elevadas de WCoC apresentaram menores perdas de massa, confirmando a correlação entre a resistência ao desgaste com a dureza do revestimento (Equação 3.2 de ARCHARD). Isto porque com o aumento na proporção de WCoC aumenta-se a proporção de regiões interdendríticas, que é mais rica em carbonetos duros.

Segundo os valores de dureza obtidos, era esperado uma melhor resposta ao desgaste deslizante das amostras de stellite 6 com adição de 35% de WCoC. No

entanto, o ensaio não foi conclusivo para as amostras com adição de 5% de WCoC. O ensaio pino sobre disco mostrou que mesmo estas amostras tiveram uma melhora significativa no desempenho contra o desgaste, resultando em uma menor perda de massa.

A liga Stellite 6 como recebida processada com intensidade de corrente de 170 A, que produziu os menores valores de dureza, microestrutura mais grosseira com menor quantidade de regiões interdendríticas e valores de diluição mais elevados, foi a que teve pior resposta no ensaio de desgaste, apresentando maior perda de massa como esperado.

Ainda, durante os ensaios destas amostras, foram identificadas a olho nu, partículas que consideramos ser carbonetos não dissolvidos no revestimento. Tal constatação pode explicar a perda de massa mais acentuada para estes pinos devido a eventuais arrancamentos destas partículas de carbonetos.

Os maiores valores de dureza obtidos com intensidade de corrente de 150 A no processo de deposição por PTA, utilizando a mistura Stellite 6 com adição de 35% WCoC, resultam em uma maior resistência ao desgaste, que pode ser verificada através de uma menor perda de massa em relação à superfície processada com intensidade de corrente de 170 A. Tais resultados são atribuídos aos baixos valores de diluição, do refino da microestrutura e da maior quantidade de regiões interdendríticas observadas para este revestimento.

Neste último revestimento, foi constatada a presença de trincas após 1500m percorridos no ensaio de desgaste por deslizamento, em decorrência da sua maior dureza. Tais pinos foram substituídos para realização de um novo ensaio.

Os resultados obtidos neste ensaio estão de acordo com a literatura, a qual estabelece que revestimentos que apresentam maiores valores de dureza produzem melhores respostas ao desgaste por deslizamento (HUTCHINGS, 1992; SANTOS, 2003).

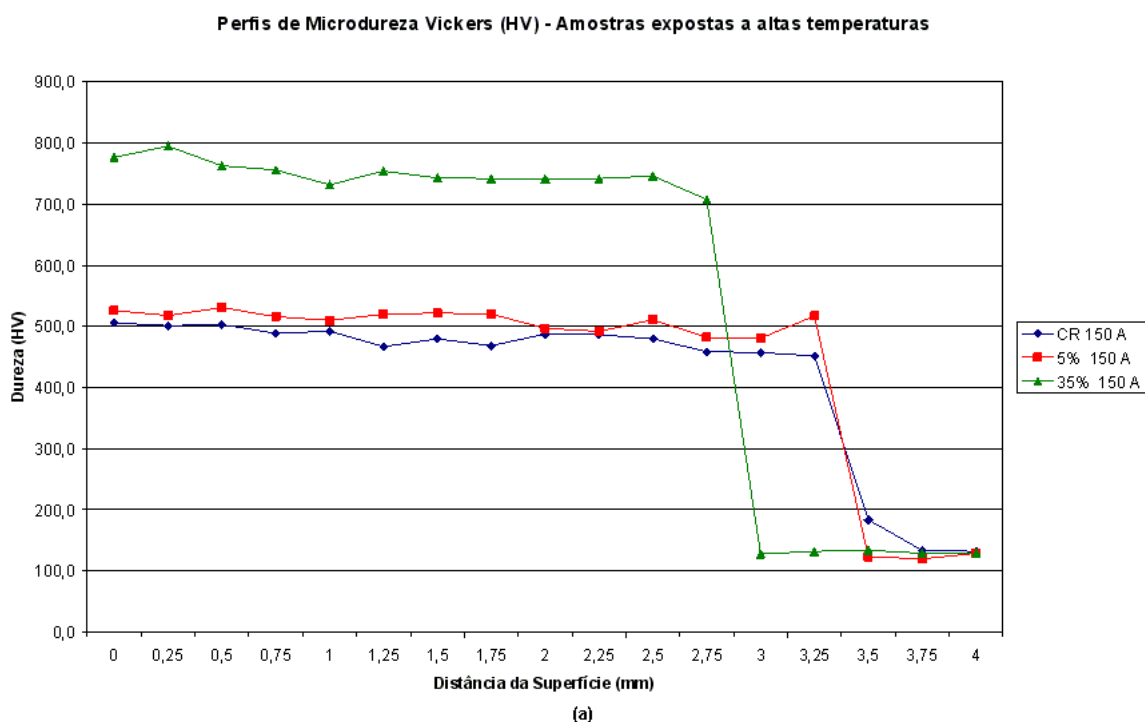
Tais respostas da liga Stellite 6, modificada pela adição de uma fina dispersão de WCoC, ao ensaio de desgaste são comparáveis àquelas obtidas para o Stellite 1 por SANTOS e por YAEDU (SANTOS, 2003; YAEDU, 2003), comprovando a eficácia dos revestimentos produzidos através da modificação realizada na liga comercial depositada pelo processo de PTA mantendo sua soldabilidade uma vez que não foram observadas trincas.

5.6 Exposição a Temperaturas Elevadas

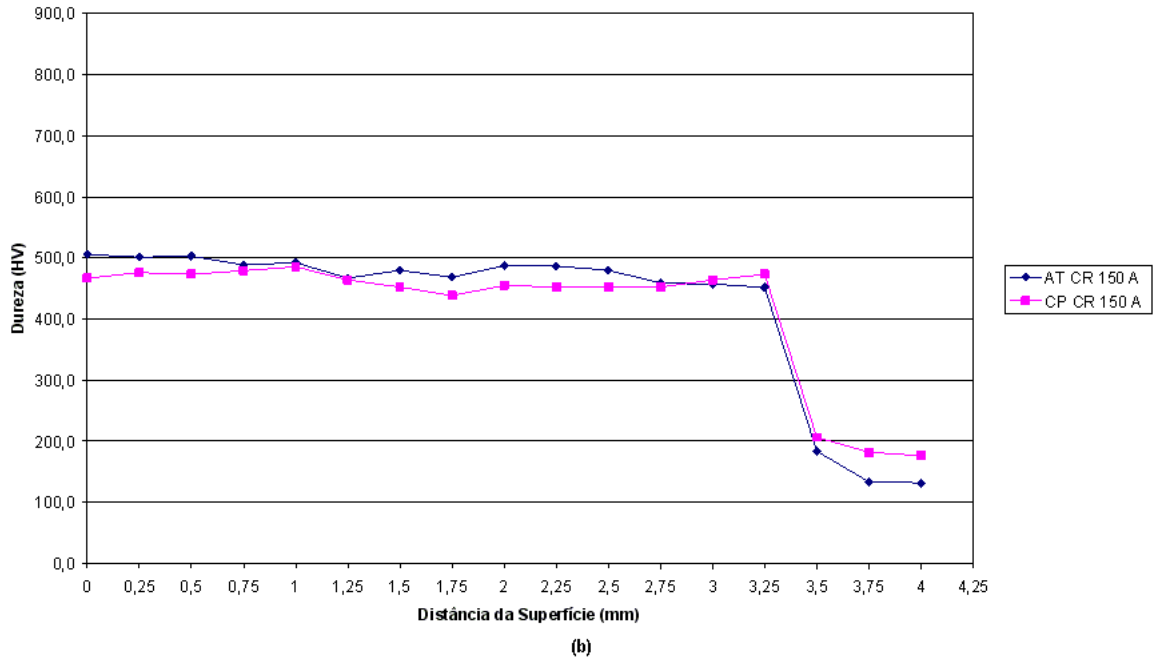
Espera-se com este ensaio observar a estabilidade a altas temperaturas dos revestimentos de Stellite 6, como recebido e modificado pela adição de diferentes quantidades de uma fina dispersão de WCoC.

Os ensaios de microdureza e metalográfico para estas amostras foram feitos para observar um eventual precipitação de carbonetos e/ou alterações na microestrutura, o que afetaria a dureza das amostras, e conseqüentemente a resistência ao desgaste.

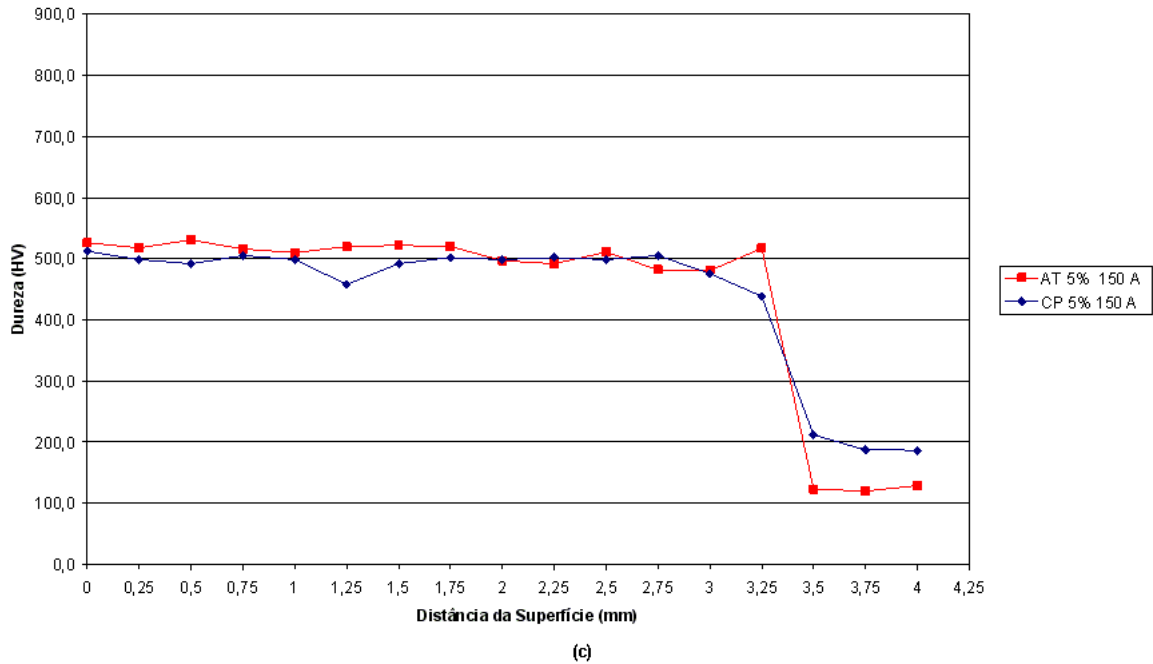
Observa-se que os valores de dureza das amostras expostas a altas temperaturas (AT) se aproximam dos valores de dureza dos respectivos depósitos como processados (CP) (Figura 5.11).



Perfis de Microdureza Vickers (HV) - Amostras expostas a altas temperaturas



Perfis de Microdureza Vickers (HV) - Amostras expostas a altas temperaturas



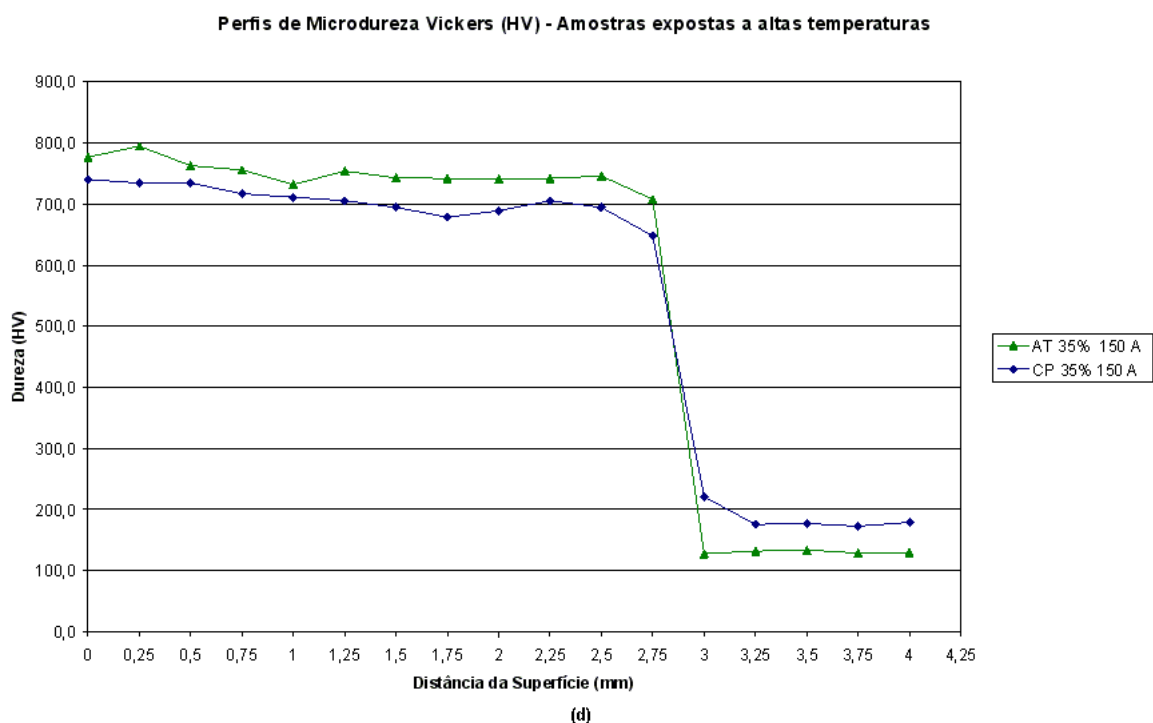


Figura 5.11: Distância da superfície x Dureza Vickers (HV) - AT - (a) Amostras expostas a altas temperaturas - Comparativo geral; (b) Comparativo Stellite 6 Como recebido (CR); (c) Comparativo Stellite 6 + 5% WCoC ; (d) Stellite 6 + 35% WCoC

Isso demonstra a estabilidade à alta temperatura da liga modificada, onde segundo recomendação do fabricante, a temperatura de trabalho para a liga não modificada depositada é de 800 °C.

O ensaio metalográfico foi realizado para verificar as observações feitas com o ensaio de microdureza. As microestruturas das amostras ensaiadas são apresentadas na Figura 5.12.

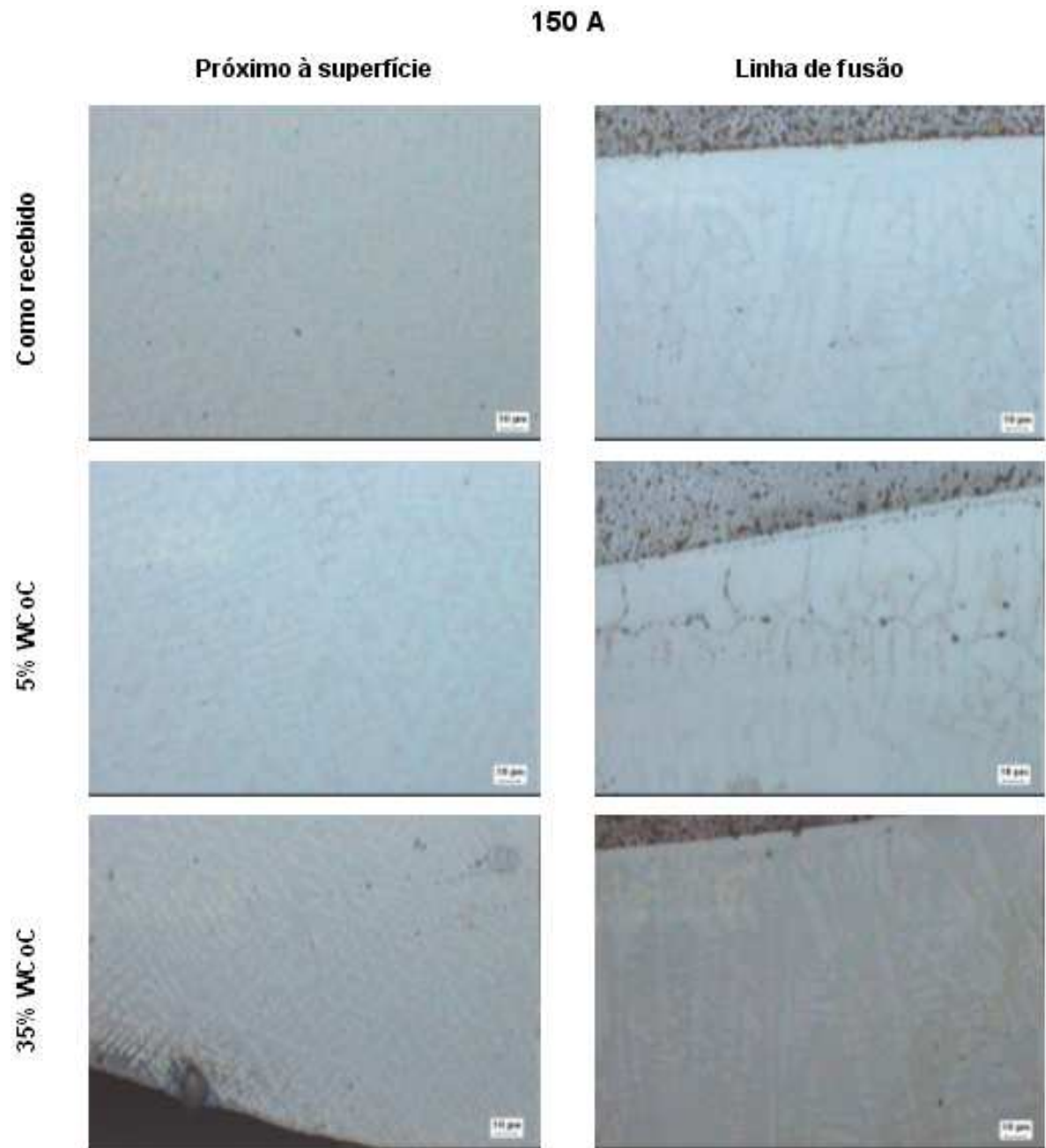


Figura 5.12: Micrografias das amostras depositadas com intensidade de corrente de 150 A expostas à alta temperatura - próximo à superfície e na linha de fusão

Conforme observado, não houve a precipitação aparente de carbonetos, e nem alterações representativas na microestrutura.

Os pequenos pontos pretos, presentes nas micrografias das amostras, foram identificados como sendo resultantes da preparação metalográfica.

Aparentemente o pequeno aumento de dureza após exposição a alta temperatura, medido nos revestimentos com 35% de WCoC processado a 150A, não se pode correlacionar com alterações na microestrutura (análise em microscópio ótico). Sugere-se um estudo mais detalhado para avaliar pequenas mudanças na microestrutura.

Como hipótese pode-se atribuir este aumento de dureza a uma maior dissolução de carbonetos por difusão no estado sólido, provocando um endurecimento por solução sólida, uma vez que não se observou precipitação de carbonetos, e que de acordo com a literatura estas ligas não formam zonas GP, semelhante as que se observa em ligas Alumínio envelhecidas.

5.7 Difração de Raio-X

A Figura 5.13 apresenta o difratograma obtido através do ensaio para os pós das ligas Stellite 6 nas condições como recebida e modificadas pela adição de 5% e 35% de WCoC.

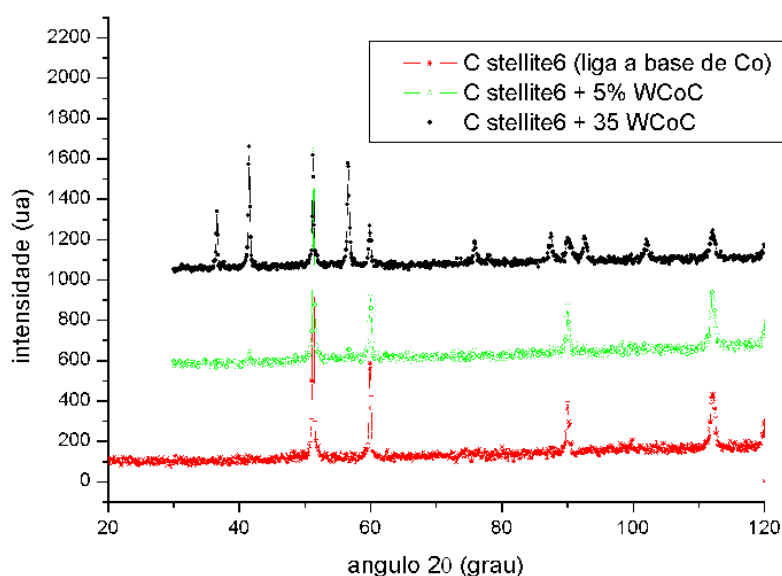


Figura 5.13: Difratograma dos pós da liga como recebida e das ligas modificadas.

A Figura 5.14 apresenta o difratograma para os revestimentos processados com as ligas em pó.

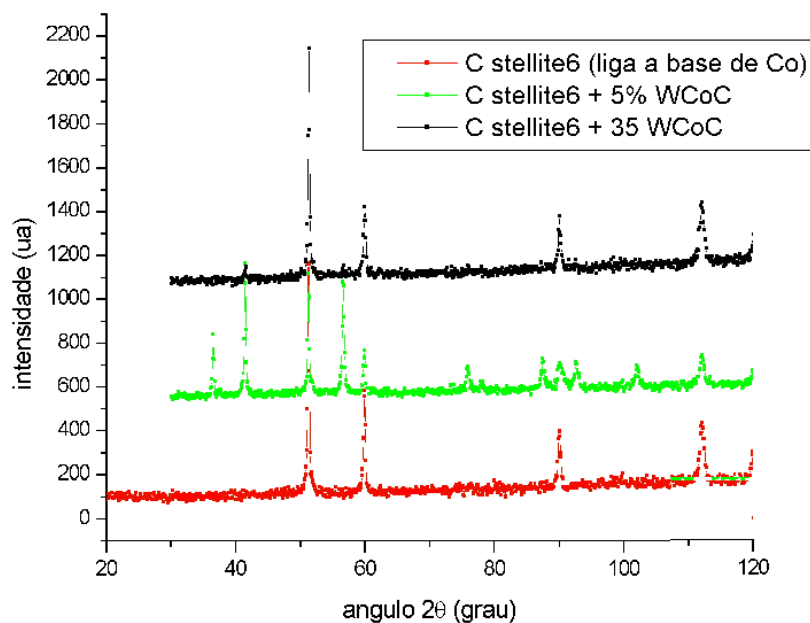


Figura 5.14: Revestimentos da liga como recebida e das ligas modificadas.

Em se comparando os picos dos gráficos, observa-se um deslocamento dos picos das ligas em pó após o processamento, indicando modificações nos carbonetos originais presentes nas ligas em pó.

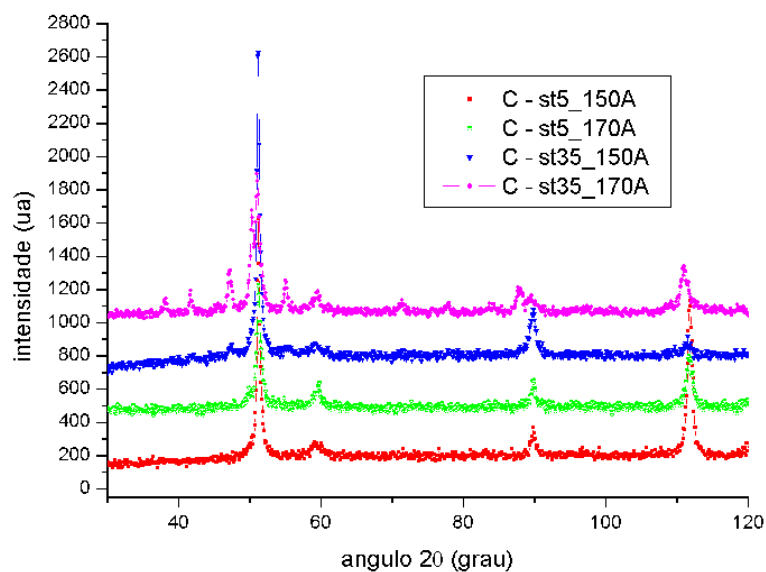


Figura 5.15: Revestimentos com adição de 5% e 35% de WCoC - 150A e 170A.

O difratograma dos revestimentos (Figura 5.15) revela picos mais definidos na amostra com adição de 35% de WCoC depositada com intensidade de corrente de 170A.

Observando a comparação feita para as ligas Stellite 6 com adição de 35% depositadas com intensidade de corrente de 170A, observa-se mais facilmente o deslocamento dos picos da liga após processamento em relação à liga em pó.

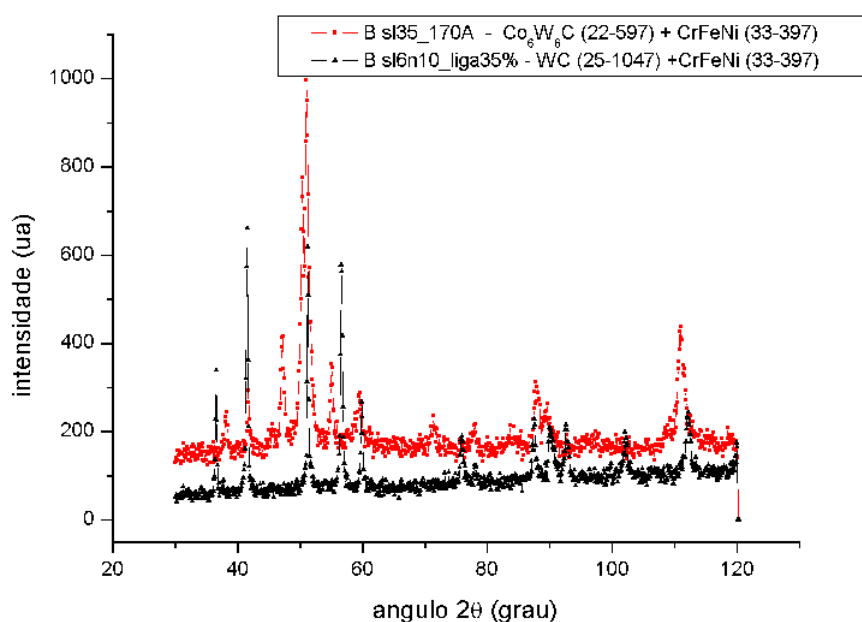


Figura 5.16: Comparativo entre a liga em pó e o revestimento com adição de 35% de WCoC.

O ensaio de difração de Raios-X revela alterações nos carbonetos presentes nos pós e nos revestimentos processados.

Os resultados obtidos sugerem que os carbonetos adicionados na forma de uma fina dispersão de partículas à liga Stellite 6 foram dissolvidos, o que explicaria a maior quantidade de eutético observada, os maiores valores de dureza e consequentemente o aumento de resistência ao desgaste delizante.

6 Conclusões

1. Para as condições testadas neste trabalho, os resultados mostraram ser possível modificar a liga comercialmente conhecida como Stellite 6 para melhores respostas ao desgaste adesivo pela adição de uma fina dispersão de WCoC, mantendo sua boa soldabilidade.
2. A utilização do processo de PTA, aliado à manutenção da conhecida boa soldabilidade da liga Stellite 6, mesmo quando modificada pela adição de WCoC, possibilita a obtenção de revestimentos sem defeitos e com excelente aspecto geral.
3. As altas concentrações de energia providas pelo processo de Plasma de Arco Transferido (PTA), aliados a uma seleção adequada dos parâmetros de processamento, possibilitam a dissolução da fina dispersão de carbonetos adicionada à liga Stellite 6 em diferentes proporções, aumentando sua dureza, permitindo melhorar seu desempenho no ensaio de desgaste pino sobre disco.
4. Um aumento da intensidade de corrente resulta em revestimentos de menor dureza e estruturas mais grosseiras e com maior diluição.
5. Aumentando a quantidade de carbonetos WCoC adicionado à liga comercial Stellite 6 obtém-se revestimentos mais duros, com estruturas exibindo maior fração volumétrica de região interdendrítica.
6. Para as mesmas condições de processamento, um aumento na quantidade de carbonetos WCoC resulta em maiores diluições.
7. Exposição a alta temperatura revelou um pequeno incremento na dureza dos revestimentos, sugerindo uma provável homogeneização na dissolução dos carbonetos, o que resulta em endurecimento por solução sólida.

7 Trabalhos Futuros

1. Analisar a influência da quantidade de WCoC, adicionada à liga original, na diluição dos depósitos;
2. Estabelecer os limites de dissolução da fina dispersão de carbonetos adicionada à liga Stellite 6 em relação aos parâmetros de processamento no processo de PTA, buscando otimizar tais parâmetros;
3. Realizar o mesmo estudo com as mesmas ligas utilizando o PTA com corrente contínua pulsada;
4. Estudar a estabilidade a alta temperatura dos revestimentos modificados pela adição de WCoC, e seu impacto no desempenho das ligas ao desgaste por deslizamento;
5. Comparar a adição de carbonetos finos com a adição de carbonetos grosseiros.

Referências

- ABBAS, G.; WEST, D. K. F. Laser surface cladding of stellite and stellite-sic composite deposits for enhanced hardness and wear. *Wear*, New York, v. 143, p. 352–363, 1991.
- ABNT - Materiais Metálicos - Determinação da Dureza Vickers (Método de Ensaio). [S.l.]: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1981. NBR 6672/81.
- ANTONY, K. C. Wear resistant cobalt base alloys. *Journal of Metals*, v. 35, 1983.
- ASM - Metals Handbook Desk Edition - Cobalt and Cobalt Alloys. The Material Informations Society. Disponível em: <<http://products.asminternational.org/asm/navon-/CONTENT/MH/D19/A01/index.hdr?anchor=s007908>>. Acesso em: 22/09/2003.
- ASM Handbook - Friction, lubrication and wear technology. 10th. ed. ASM Metals Park: Davis and Associates - ASM International, 1998.
- ASTM G99-95A - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-in-Disk Apparatus. [S.l.]: ASTM BOOK OF STANDARDS, 1995.
- ATAMERT, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Comparison of the microstructures and wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding. *Metallurgical Transactions A*, University of Cambridge, v. 20A, p. 1037–1054, 1989.
- BAPTISTA, A. L. de B.; NASCIMENTO, I. A. *Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquinas*. Rio Comprido - RJ. Divisão Metalurgia / Soldagem / Ensino e Pesquisa.
- BERNS, H. Microstructural properties of wear-resistant alloys. *Wear*, New York, v. 181-183, p. 271–279, 1995.
- BRACARENCE, A. Q. *Soldagem a Plasma PAW*. 2000. Apostila do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica — UFMG.
- BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. *Soldagem - Processos e Metalurgia*. São Paulo: Edgard Blücher, 1992.
- CHAMBERLAIN, S. Combating tool wear with coating - When will a coating help? *Stamping Journal*, January 2003.
- CHEN, T. M.; LUI, T. S.; CHEN, L. Overlaying of stellite 6 superalloy on austenitic manganese steel by pta method. In: . Chicago, Illinois, USA: [s.n.], 1992. p. 2–5.
- COBALT Development Institute - Superalloys. Disponível em: <<http://www.thecdi.com-/cobalt/superalloys.htm>>. Acesso em: 26/09/2005.

CORODUR Verschleiss Verschleiss-Schutz GmbH, Thale. Disponível em: <http://www.corodur-thale.de/html_e/pta_vortrag.htm>. Acesso em: 11/08/2005.

CROOK, P. *Cobalt and Cobalt alloys*. In: *ASM Handbook - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 10th. ed. ASM Metals Park: Davis and Associates - ASM International, 1991. 195-199 p.

DAVIS, J. R. *Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining*. In: *ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering*. 10th. ed. ASM Metals Park: Davis and Associates - ASM International, 1993. 699–828 p.

DELORO Stellite Company. Disponível em: <<http://www.stellite.com/alloy2/physical.asp>>. Acesso em: 30/07/2005.

DIAZ, V. M. V. *Influência de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma Sobre as Características da Solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do KEYHOLE*. Dissertação (Mestrado) — UFSC, 1999.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; VILAR, R.; FEDER, C. G. High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings. *Applied Surface Science*, Universidade Federal do Paraná - UFPR - Curitiba, v. 201, p. 154–160, 2002.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, A. J. *Superalloys - A technical Guide*. 2nd. ed. ASM Metals Park: ASM International, 2002.

FOLTRAN, B. *Comparação dos revestimentos de superligas à base de cobalto (Co-Cr-W-C) depositados por eletrodo revestido, plasma por arco transferido e Laser*. Dissertação (Mestrado) — UFPR, 2000.

HALLÉN, H.; LUGSCHEIDER, E.; AIT-MEKIDECHE, A. Plasma transferred arc surfacing with high deposition rates. In: *Proceedings of the Fourth National Thermal Spray Conference*. USA: [s.n.], 1991. p. 537–539.

HUTCHINGS, I. M. *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. [S.l.: s.n.], 1992.

KART-HEINZ, Z. G. Microstructure and wear of materials. *Tribology Series*, Elsevier, Amsterdam, v. 10, 1987.

KIM, S.; HAN, S.-H.; PARK, J.-K.; KIM, H.-E. Variation of wc grain shape with carbon content in the wc-co alloys during liquid-phase sintering. *Scripta Materialia*, v. 48, p. 635–639, 2003.

KUZUCU, V.; CEYLAN, M.; CELIC, H.; AKSOY, I. An investigation of stellite 6 alloy containing 5.0 wt% silicon. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 79, p. 47–51, 1998.

LINNERT, G. E. *Welding Metallurgy*. [S.l.]: American Welding Society, 1994.

LUCAS, W. *TIG and PLASMA Welding Process Techniques, recommended practices and Applications*. Crambridge - UK: Abington Publishing, 1990.

LUGSCHEIDER, E.; MORKRAMER, U.; AIT-MEKIDECHE, A. Advances in PTA surfacing. In: *Fourth National Thermal Spray Conference*. Pittsburgh, PA, USA: [s.n.], 1991.

MARCONI, M.; MARCONI, B. *Tecnologie del Plasma - PTA on-line Vol.1*. 2002. CD-ROM. Italia.

MARCONI, M.; MARCONI, B. Powder plasma arc welding of thick walled pipes. *International Institute of Welding*, v. 11, 2005.

MODENESI, P. J. *Introdução à Física do Arco Elétrico*. Belo Horizonte, 2001.

OLIVEIRA, M. A. *Estudo do Processo de Soldagem Plasma com Alimentação Automática de Arame, Visando sua Utilização em Revestimentos Metálicos*. Dissertação (Mestrado) — UFSC, 2001.

PAREDES, R. S. C. *Processos de Soldagem*. Curitiba, PR, 2001. Curso de Especialização de Engenharia de Materiais Metálicos.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. University of Luleå: Van Nostrand Reinhold Company, 1980.

RABINOWICZ, E. *Friction and Wear of Materials*. 2nd. ed. New York: John Willey and Sons, 1995.

RAGHU, D.; WEBBER, R. Pta proves its work in high-volume hardfacing jobs. *Welding journal*, v. 75, p. 34–40, Feb 1996.

RAGHU, D.; WU, J. B. C. Recent developments in wear and corrosion-resistant alloys for the oil industry. *Materials performance*, v. 36, p. 27–36, 1997.

REFRACTORY Metals : Tungsten and Tungsten alloys. Knoledge Article. Disponível em: <<http://www.key-to-metals.com/ViewArticle.asp?ID=11>>. Acesso em: 30/07/2005.

RONG, Z.; YEHUA, J.; DEHONG, L. The effect of volume fraction of wc particles on erosion resistance of wc reinforced iron matrix surface composites. *Wear*, China, v. 255, p. 134–138, 2003.

SANTOS, R. L. C. dos. *Deposição por Plasma de Arco Transferido com Corrente Contínua Pulsada*. Dissertação (Mestrado) — UFPR, 2003.

SIMS, C. T.; HAGEL, W. C. *Cobalt-base Alloys*. In: *The Superalloys*. New York: John Wiley and sons, 1972. General electric Company.

SULLIVAN, C. P.; DONACHIE, M. J. J.; MORRAL, F. R. *Cobalt based superalloys*. Centre D'information du cobalt - Brussels: [s.n.], 1970.

WU, W.; WU, L. The wear behavior between hardfacing materials. In: *Metallurgical and materials transactions*. Taiwan: [s.n.], 1996.

YAEDU, A. E. *Influência do Substrato na Deposição de Stellite 1 com Plasma de Arco Transferido*. Dissertação (Mestrado) — UFPR, 2003.

YAO, Z.; STIGLICH, J. J.; SUDARSHAN, T. S. Nano-grained tungsten carbide-cobalt (WC/Co). *Materials Modification Inc.*, Eskridge Road, 2002.

ZUM-GAHR, K. H. Microstructure and wear of materials. Elsevier, 1987.